



**Universidad Nacional Mayor de San Marcos**

**Universidad del Perú. Decana de América**

**Facultad de Ciencias Físicas**

**Escuela Académico Profesional de Física**

**Estudio y medida de la resistividad eléctrica del acero  
1045 después de un tratamiento térmico**

**MONOGRAFÍA TÉCNICA**

**Para optar el Título Profesional de Licenciado en Física**

**AUTOR**

**Mauro QUIROGA AGURTO**

**ASESOR**

**Emilio MEDRANO ATENCIO**

**Lima, Perú**

**2009**



Reconocimiento - No Comercial - Compartir Igual - Sin restricciones adicionales

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/>

Usted puede distribuir, remezclar, retocar, y crear a partir del documento original de modo no comercial, siempre y cuando se dé crédito al autor del documento y se licencien las nuevas creaciones bajo las mismas condiciones. No se permite aplicar términos legales o medidas tecnológicas que restrinjan legalmente a otros a hacer cualquier cosa que permita esta licencia.

## Referencia bibliográfica

---

Quiroga, M. (2009). *Estudio y medida de la resistividad eléctrica del acero 1045 después de un tratamiento térmico*. Monografía Técnica para optar el título profesional de Licenciado en Física. Escuela Académico Profesional de Física, Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Nacional Mayor de San Marcos, Lima, Perú.

---

### *Dedicatoria*

Gracias a Dios por sobre todas las cosas.

A mis padres y hermanos por el apoyo brindado y por ser guías en mi vida.

## AGRADECIMIENTOS

Esperando satisfacer al lector expreso mi agradecimiento a la Facultad de Ciencias Físicas y a la escuela académico profesional de Física de la Universidad Nacional Mayor de San Marcos por mi formación académica y profesional.

Hago llegar mi agradecimiento de manera muy especial al Mg. Emilio Medrano Atencio catedrático de la facultad de Ciencias Físicas, por su tiempo y valioso apoyo brindado en la asesoría de esta tesis, ya que sin este apoyo no se hubiese podido llevar a cabo. Así mismo mi agradecimiento al Mg. Lorenzo Malpartida por sus valiosos aportes al presente trabajo.

A todos los colegas que contribuyeron con sus sugerencias.

# RESUMEN

Se estudia la evolución de la estructura del acero AISI 1045, luego del templado en agua y aceite para cada caso desde una temperatura por encima de la crítica para dicho ordenamiento, a varias temperaturas en el rango  $800 \leq T \leq 820^{\circ}C$ . La medida de la evolución de la resistencia eléctrica de las muestras fue hecha utilizando el método de cuatro puntas. Se encontró que la evolución de la resistencia eléctrica con el temple a distintas temperaturas sigue un comportamiento complejo pero siempre mayor a las muestras sin temprar, notandose un mayor incremento en esta propiedad para el caso del temple en agua.

Tanto para las muestras templadas en agua y en aceite se obtuvo un incremento de la resistividad eléctrica en el intervalo de  $2,165 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  hasta  $2,513 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  para las muestras templadas en agua y  $1,642 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  hasta  $2,026 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  para las muestras templadas en aceite.

El análisis metalográfico mostro en las microfotografías de las muestras preparadas antes y despues del tratamiento una evolución de las fases del acero guardando una relación tambien con la evolución de la resistividad eléctrica medida en cada caso conforme aumentaba la temperatura de austenización, siendo los resultados comparables con lo reportado en la literatura.

# Índice general

<b>1. Introducción.</b>	<b>6</b>
<b>2. Fundamento teórico.</b>	<b>8</b>
2.1. Aspectos generales del hierro y sus combinaciones con el carbono. . . . .	8
2.2. Diagrama de estado hierro cementita. . . . .	10
2.3. Mecanismos de las transformaciones de fase que ocurren en el acero durante el enfriamiento. . . . .	14
2.3.1. Aspectos Cinéticos. . . . .	14
2.3.2. Aspectos Termodinámicos. . . . .	16
2.3.3. Aspectos Cristalográficos. . . . .	18
2.4. Temple del acero. . . . .	23
2.4.1. Elección de la temperatura del temple y tiempo de exposición. . . .	23
2.4.2. Velocidad de enfriamiento durante el temple. . . . .	24
2.5. Fundamentos y aspectos teóricos de la resistividad eléctrica. . . . .	26
2.6. Gas de Fermi de los electrones libres. . . . .	27
2.6.1. Conductividad eléctrica y ley de Ohm. . . . .	28
2.6.2. Teoría de Sommerfield de conducción en metales. . . . .	29
2.7. Movimiento electrónico en un campo periódico. . . . .	30
2.8. Aproximación de los electrones fuertemente ligados. . . . .	31
2.9. Modelo semiclásico de la resistividad eléctrica en metales. . . . .	33
2.10. Regla de Mathiessen . . . . .	36
<b>3. Técnicas experimentales y equipos utilizados</b>	<b>39</b>
3.1. Medida de la resistividad eléctrica. Método de cuatro puntas . . . . .	39
3.2. El horno . . . . .	43

3.3. Preparación de la muestra a estudiar. . . . .	43
3.3.1. Análisis microscópico . . . . .	45
<b>4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.</b>	<b>48</b>
<b>5. CONCLUSIONES.</b>	<b>57</b>



# Capítulo 1

## Introducción.

Como se sabe el acero es una de las aleaciones de mayor interés comercial y uso en el mundo, en el presente trabajo estudiamos los cambios que se producen en la micro estructura del acero AISI<sup>1</sup> 1045 al someterlo al temple a diferentes temperaturas a partir del estudio de la resistividad eléctrica y el estudio metalográfico.

El tratamiento térmico del acero es una operación muy importante en el ciclo tecnológico de preparación de muchas piezas y solamente con ayuda de este se pueden obtener las propiedades mecánicas del acero que garantizan un trabajo normal de los elementos modernos de las maquinas, herramientas, etc.

Como la resistividad eléctrica es una propiedad fundamental de los materiales, su valor y dependencia con la temperatura o cambios de la estructura resulta ser de gran interés e importancia, se estudio la resistividad eléctrica en función de este cambio de la estructura utilizando el método experimental de cuatro puntas [4, 8, 15, 16, 17, 18] y aplicando un modelo teórico para la conductancia que mejor explique el fenómeno.

Todo el proceso de investigación se llevó a cabo en el laboratorio de cristales reales y aleaciones metálicas. A continuación resumiremos el contenido de este trabajo en 5 capítulos.

---

<sup>1</sup>La norma de clasificación de aceros también conocida por SAE-AISI, acrónimo en inglés de American Iron and Steel Institute

En el capítulo 2 se realiza una descripción de los fundamentos teóricos del hierro y sus combinaciones con el carbono, tratamiento térmico del acero y resistividad eléctrica. Analizando las diferentes contribuciones microscópicas a esta que posteriormente nos permitan interpretar nuestros resultados.

En el capítulo 3 se presenta los principios básicos del método experimental, los objetivos relacionados con la técnica usada, así como la obtención y tratamiento de los resultados experimentales. Se describen además características del funcionamiento de todo el equipo que se utilizó como la técnica de las cuatro puntas, el horno, el microscopio, etc.

Ya en el capítulo 4 se presentan los resultados experimentales y se realiza una discusión de los resultados obtenidos.

En el capítulo 5 se describe las conclusiones y recomendaciones obtenidas en el presente trabajo.

# Capítulo 2

## Fundamento teórico.

### 2.1. Aspectos generales del hierro y sus combinaciones con el carbono.

En los trabajos [6, 12] se describe al hierro como un metal de color blanco plateado cuya temperatura de fusión es de  $1539^{\circ}C$ . El hierro  $\alpha$  existe a temperaturas inferiores a los  $910^{\circ}C$  y superiores a  $1401^{\circ}C$ , como se ve en la figura 2.1.

La red cristalina del hierro  $\alpha$  tiene forma cúbica de cuerpo centrado (*bcc*) con periodo de red de  $0,2860\text{ nm}$ . A una temperatura inferior a  $768^{\circ}C$  el hierro es magnético (ferromagnético). El punto crítico ( $768^{\circ}C$ ), corresponde a la transformación Magnética, es decir, a la pérdida de las propiedades magnéticas, se denomina punto de CURIE y se designa por  $A_{r2}$  (durante el enfriamiento) y por  $A_{c2}$  (durante el calentamiento). El hierro, a temperaturas superiores al punto de Curie, es decir, el hierro no magnético de red cúbica de cara centrada (*fcc*), se denomina hierro  $\gamma$ . Las propiedades magnéticas del hierro dependen fuertemente de su pureza. A temperaturas comprendidas entre los  $910$  y los  $1401^{\circ}C$  existe el hierro  $\gamma$ , que cristaliza en el sistema cúbico de caras centradas (*fcc*). Tiene gran capacidad para formar soluciones sólidas, ya que dispone de espacios interatómicos grandes. A temperaturas comprendidas entre los  $1401$  y  $1539^{\circ}C$  existe el hierro  $\delta$ , cristaliza en red cúbica de cuerpo centrado (*bcc*). Debido a que aparece a elevadas temperaturas, tiene poca importancia en el estudio de los tratamientos térmicos y tampoco tiene aplicación siderúrgica, es débilmente magnético.

Temperatura(°C)

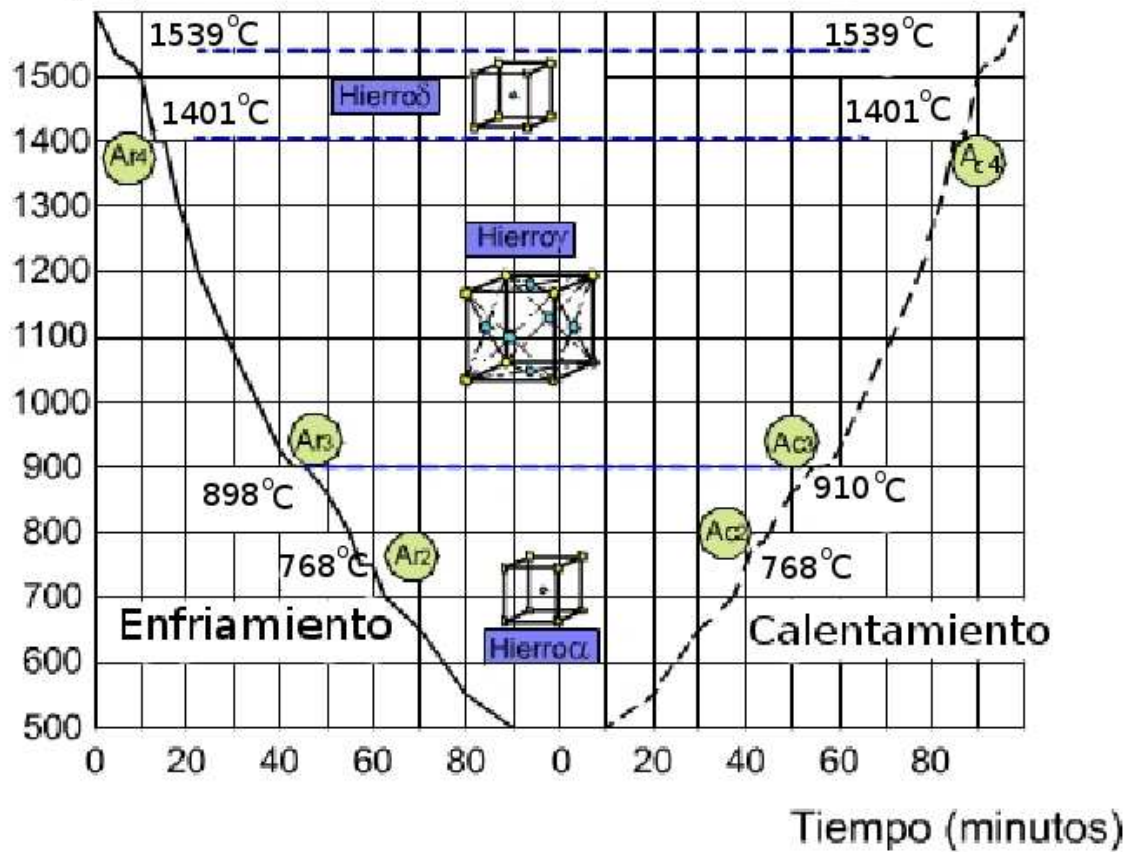


Figura 2.1: Curvas de enfriamiento y calentamiento del Hierro [21]

## 2.2. Diagrama de estado hierro cementita.

La figura 2.2 [6, 21, 30] muestra el diagrama de estado del hierro cementita  $Fe_3C$ . Se muestra la composición de fase y las estructuras de las aleaciones con una concentración desde el hierro puro hasta la cementita (6.67 % C). Dado que este diagrama implica una extensa descripción solo detallaremos los puntos y curvas más importantes en forma concreta.

El punto A ( $1539^{\circ}C$ ) corresponde a la temperatura de fusión de hierro puro y el punto D ( $1550^{\circ}C$ ) a la de la cementita. Los puntos N ( $1401^{\circ}C$ ) y G ( $910^{\circ}C$ ) corresponden a la transformación alotrópica del hierro  $\alpha$  en hierro  $\gamma$ . El punto E caracteriza la solubilidad límite del carbono en el hierro  $\gamma$  a la temperatura de  $1130^{\circ}C$  (2,0 % C). A la línea ABCD se le conoce como línea de los líquidos a partir de la cual comienza la cristalización y cuya finalización es en la línea de los sólidos AHJECF. La línea ECF se conoce como línea eutéctica y el punto C punto eutéctico<sup>1</sup>.

El punto P caracteriza la solubilidad límite del carbono en el hierro  $\alpha$  a la temperatura eutectoide de  $723^{\circ}C$  esta es igual a 0,025 % C. La línea PSK es conocida como línea eutectoide y el punto S (0,8 % C) punto eutectoide<sup>2</sup>.

Las distintas estructuras de las diferentes fases que se denotan en el diagrama, y son de nuestro interes, se definen brevemente a continuación [6]:

- Ferrita:

Como se dijo anteriormente cristaliza en un sistema cúbico de cuerpo centrado, osea que cada hierro  $\alpha$  lleva 2 átomos, uno en el centro y otro en el aporte de los vértices, cada vértice es común a otros 8 cubos; por tanto, la parte del átomo de vértice correspondiente a cada cubo es  $1/8$ , y en total de los 8 vértices, le corresponden a

---

<sup>1</sup>Punto que representa la temperatura más baja a la que solidifica cualquier mezcla líquida de dos componentes, y por lo tanto el punto de fusión más bajo de cualquier mezcla de los dos componentes sólidos.

<sup>2</sup>Equivalente al eutéctico pero en estado sólido, donde la temperatura de transformación de la austenita de  $723^{\circ}C$  es mínima.



cada cubo  $8 \times 1/8 = 1$ . Con esta variedad es difícil hacer tratamientos térmicos, pues están muy juntos los vértices, por lo que no entra nada. Figura 2.3.

- **Austenita:**

La red cristalina ha cambiado al pasar de los  $910^{\circ}C$  a un sistema cúbico de caras centradas. Es decir tenemos 4 átomos por celda elemental, un átomo debido al aporte de los vértices y 3 de las caras. La distancia entre átomos es de  $3,60\text{ nm}$ . No es magnético. Figura 2.3.

- **Cementita:**

Es carburo de hierro y por tanto su composición es de 6,67 % de C y 93,33 % de  $Fe$  en peso ( $Fe_3C$ ). Es el constituyente más duro y frágil de los aceros, alcanzando una dureza de 960 Vickers. Cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño. Es magnética hasta los  $210^{\circ}C$ , temperatura a partir de la cual pierde sus propiedades magnéticas.

- **Ledeburita:** Es una mezcla mecánica de austenita (2,0 %C) y cementita (6,67 %C), cristalizando simultáneamente del líquido con una concentración de carbono de 4,3 % (composición eutéctica) a  $1130^{\circ}C$ . No es un constituyente de los aceros, sino de las fundiciones de las aleaciones Fe-C que está formada por un 52 % de cementita y 48 % de austenita.

- **Perlita:** Mezcla eutectoide que se produce de la descomposición de la austenita a  $723^{\circ}C$ , se obtiene como resultado de la precipitación simultánea de partículas de ferrita y cementita, posee 0,80 % de Carbono.

## Acero

Según [29], el acero ordinario es una aleación de hierro con carbono. El carbono es el elemento mas importante empleado en la aleación con el hierro, ya que es el único elemento de aleación que produce la cualidad potencial de dureza ,y , por tanto, regula el grado de esta propiedad. Por otra parte, el carbono, por descender el punto de fusión del hierro, produce en los aceros una fusión incipiente en los límites de los granos.

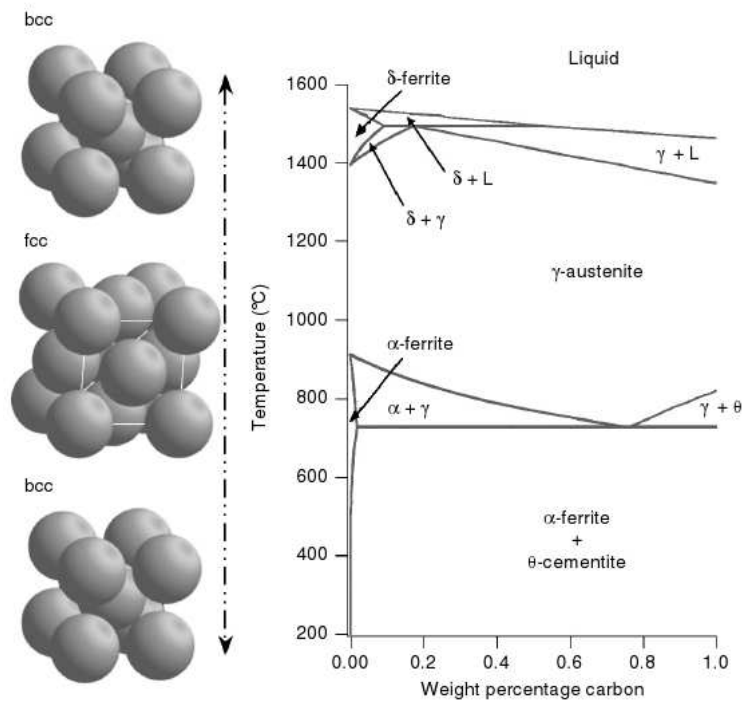


Figura 2.3: Ilustración de ferrita (bcc) y austenita (fcc) [21]

Los aceros bajos en carbono, o dulces, tienen un 0,07 a 0,30 % de carbono; los de proporción media de carbono o semiduros, de un 0,30 a 0,60 %, y los de mucho carbono o duros, de un 0,6 a 1,4 % de carbono.<sup>3</sup>

El acero es el material que puede presentar prácticamente todas las combinaciones de propiedades mecánicas, desde suave y dúctil hasta duro y frágil, desde baja dureza hasta la ultra alta resistencia y desde la fragilidad hasta la alta tenacidad. Esta versatilidad se debe a dos factores como son su alta solubilidad de elementos aleantes sustitucionales e intersticiales y a las transformaciones de fase que presenta al enfriamiento siendo la transformación martensítica la mas importante desde el punto de vista del endurecimiento [24].

<sup>3</sup>El acero con 0,8 % C se llama acero eutectoide y la existencia del eutectoide nos permite distinguir dos tipos de aleaciones de acero, los que contienen de 0,8 a 2,0 % de carbono se llaman aceros hipereutectoides y los que tienen menos de 0,8 % C aceros hipoeutectoides.



## 2.3. Mecanismos de las transformaciones de fase que ocurren en el acero durante el enfriamiento.

Varias de las transformaciones de fase que ocurren en el acero pueden ser justificadas de acuerdo a las teorías cinética, termodinámica y cristalográfica (microestructural) [6, 7, 20, 21, 22].

### 2.3.1. Aspectos Cinéticos.

La transformación martensítica tiene lugar sin difusión, por lo que la composición de la fase producto es igual que la de la fase inicial. La transformación se produce de forma instantánea y es de primer orden, por lo que existe un rango de temperaturas en el que coexisten las dos fases, la austenita y la martensita. Se genera así el plano de coexistencia. Los átomos se reordenan variando la estructura sin cambiar la naturaleza química. Estos desplazamientos son independientes del tiempo y altamente influenciados por la temperatura, por lo que se denominan atérmicos, y se mantiene en todo caso una relación de orientación entre la fase austenita y martensita. Esto quiere decir que la martensita va creciendo en la austenita en forma de plaquetas o variantes con distintas orientaciones cristalográficas.

Por ejemplo si durante un proceso de enfriamiento, si la muestra se mantiene a temperatura isotérmica, por debajo de la temperatura de inicio de transformación martensítica, o encima de temperatura de finalización de transformación martensítica, la reacción terminará en el momento en que toda la muestra esté a esa temperatura. No habrá crecimiento de fase hasta que la temperatura nuevamente decrezca. Por lo tanto, el proceso de nucleación del cristal está fuera de la activación térmica, a esta transformación se le denomina transformación martensítica atérmica. Este comportamiento es observado en aleaciones  $Fe - C$ ,  $Fe - Ni$ ,  $Fe - Ni-C$ , etc.[20]. Una posible explicación para el carácter atérmico es el hecho de que la austenita vecina a una placa de martensita es fuertemente deformada por la reacción. Como los volúmenes de las dos fases son diferentes, la martensita tiene su crecimiento condicionado a la resistencia mecánica de la fase austenita.

Tomando en cuenta la figura 2.2 se puede explicar lo que ocurre durante el proceso de calentamiento para una concentración de 0.45 % de  $C$ . A una temperatura por debajo de

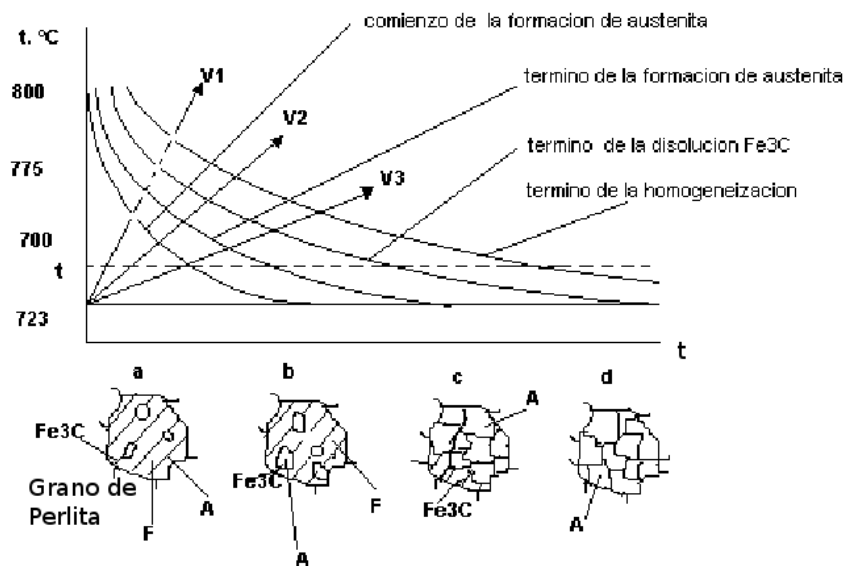


Figura 2.4: Esquema de transformación de la perlita en austenita en las condiciones isotérmicas durante un calentamiento continuo [6].

A  $723^{\circ}\text{C}$  la estructura del acero hipoeutectoide está compuesta de ferrita y perlita cuando se sobrepasa esta temperatura se transformó en austenita (que posee una composición eutectoide). Luego de alcanzar y pasar la temperatura  $A_{c3}$  ( $790^{\circ}\text{C}$  para nuestro caso) la ferrita se transformó en austenita, entonces la aleación adquiere una estructura monofásica.

La transformación de la perlita en austenita es un proceso de cristalización, ocurrido como resultado de la formación de núcleos cristalinos de austenita y su ulterior crecimiento. Esta transformación tiene carácter de difusión<sup>4</sup> debido a que la austenita es diferente de la composición de ferrita y cementita de los cuales ella se forma [6].

El proceso de transición de la perlita en austenita se describe mediante los diagramas de formación isotérmica de la austenita. Bajo este diagrama se dan los esquemas de las microestructuras que muestran las etapas sucesivas de la formación de granos de austenita en el grano de perlita para la temperatura  $t$ , figura 2.4

Las etapas de transformación son:

- Ausencia de transformación durante cierto tiempo que comprende la parte izquierda

<sup>4</sup>Se entiende por difusión al movimiento de átomos dentro de una disolución.

de la línea del comienzo de la formación de la austenita.

- Formación de núcleos cristalinos de austenita en la zona de la formación de la ferrita y cementita.
- Crecimiento y surgimiento de núcleos cristalinos de austenita, el crecimiento de estos es siempre mayor a cuenta de la ferrita que a cuenta de la cementita. Por eso, después de la transformación de la ferrita en austenita, se conserva aun cierta cantidad de cementita.
- Disolución de la cementita y formación de la estructura monofásica.

Ahora en el instante de su surgimiento el grano de austenita es muy pequeño ( $500 - 1000\mu m^2$ ), el tamaño inicial del grano depende de la cantidad de núcleos cristalinos. Cuanto mas dispersas son las partículas de cementita en la perlita, tanto mayor es la cantidad de núcleos cristalinos de austenita y, por tanto, mas pequeño que el grano original de austenita. El crecimiento del grano de austenita transcurre en vista de la tendencia del sistema a disminuir la energía libre. Luego que se produjera la homogeneización de la fase manteniendo la aleación a una temperatura constante ( $840^{\circ}C$  y  $860^{\circ}C$  para nuestro caso) se produce la transformación martensítica.

### 2.3.2. Aspectos Termodinámicos.

La termodinámica básica clasifica la transformación de fase basado en la variación de la energía libre de Gibbs ( $G$ ) del sistema con la temperatura a una presión constante, es necesario que exista una disminución de la energía libre de Gibbs del sistema, a fin de que la transformación martensítica ocurra. Entretanto, una transformación requiere un exceso de energía libre debido a la energía no-química asociada a la transformación (la energía de interface austenita-martensita es una energía de deformación asociada a la variación del volumen). Si la diferencia entre la energía libre química de ambas fases es más grande que la energía química necesaria para la transformación esta no comienza.

La fase de austenita es estable a altas temperaturas y la fase martensita es metaestable a bajas temperaturas. El gráfico 2.5 muestra la energía libre en función de la temperatura, la temperatura  $T_0$  corresponde a la temperatura en que la energía libre de las fases martensita y austenita son iguales.

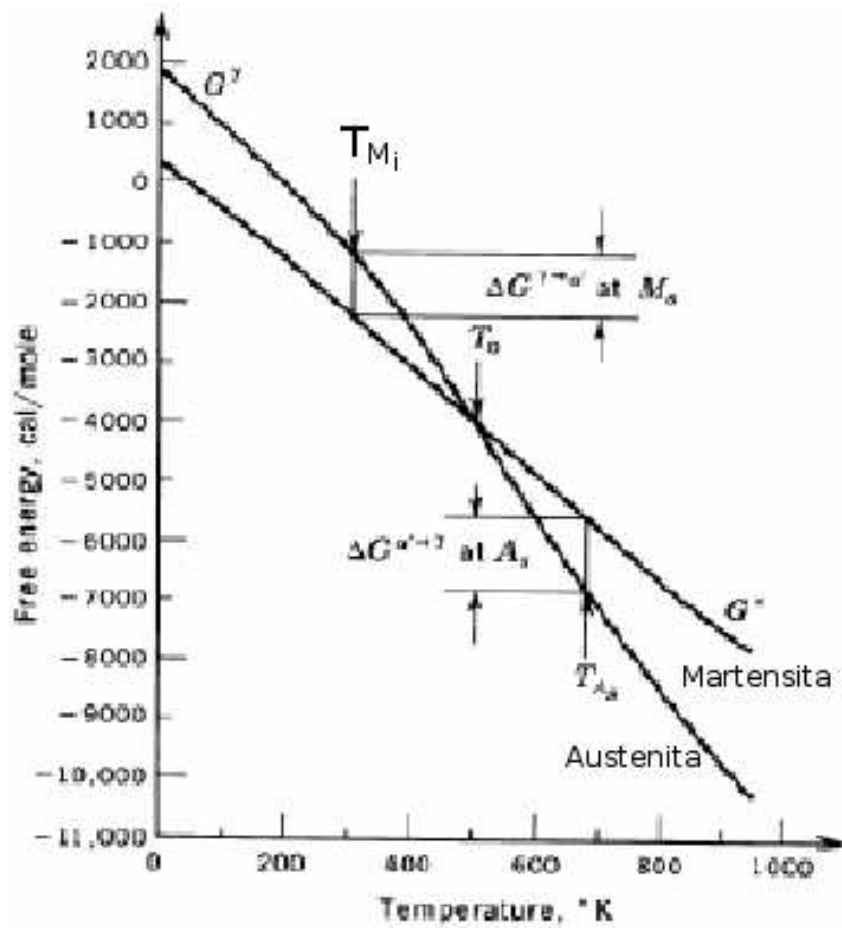


Figura 2.5: Dependencia de la temperatura con la energía libre de Gibbs de las fases de austenita y martensita en relación a una transformación martensítica [20]

### 2.3.3. Aspectos Cristalográficos.

Como una transformación se efectúa debido a un movimiento coordinado de átomos, siendo el movimiento de cada átomo menor que una distancia interatómica. La base microestructural se refiere a una fase producto proveniente de una fase matriz. Si la fase producto se forma en cualquier parte dentro de la muestra sin necesidad de alguna nucleación, es clasificada como una transformación homogénea. Si la fase producto se forma como pequeñas entidades con una interface y si esta crece dentro de la fase producto, esta es llamada una transformación heterogénea por una nucleación y proceso de crecimiento. La evolución microestructural en el acero es predominantemente una transformación heterogénea [20].

#### **Transformación martensítica en el acero.**

En la mayor parte de las transformaciones de fase juegan un papel fundamental los procesos difusivos, sin embargo hay una serie de procesos que ocurren tan rápidamente que no hay tiempo suficiente para que se produzca una difusión significativa. Nos referiremos a ellos como transformaciones no difusivas [7]. Entre las transformaciones de este tipo encontramos la transformación martensítica en los aceros templados. Durante estas transformaciones no hay mezcla de los componentes, los movimientos atómicos son muy cortos, esta circunstancia puede conducir a situaciones de no equilibrio termodinámico estable, es decir a fases metaestables. Por otra parte la transformación involucra el movimiento cooperativo de un número grande de átomos a velocidades que pueden estar próximas a la del sonido en el cristal, por lo que sólo en algunos casos y en las primeras etapas de nucleación podemos hablar de activación térmica. La transformación comienza espontáneamente a una temperatura a la que la fase inicial deja de ser estable mecánicamente. Tenemos por lo tanto una fuerte influencia de las tensiones mecánicas (deformación) en los procesos martensíticos.

**Naturaleza de la martensita.** La martensita es un constituyente propio del acero templado, es una fase relativamente simple surge de sus agregados de ferrita y carburos (a los cuales llamaremos perlita y bainita), y que además es la responsable de la dureza del acero introducida en este tratamiento térmico, es una estructura metaestable y por lo tanto se transforma cuando se aporta energía al material. Sus propiedades y las transfor-

maciones que ocurren durante el calentamiento posterior del acero determinan a su vez las propiedades y comportamiento del acero y los regímenes de los tratamientos térmicos de las piezas [6].

La transformación martensítica se manifiesta en el enfriamiento por la aparición del constituyente, a partir de cierta temperatura. El constituyente aparece de forma prácticamente instantánea, aunque no prosigue en condiciones isotérmicas. Para que progrese la transformación, es preciso bajar las temperaturas, no porque crezcan las zonas de transformación creadas, sino que se deben originar nuevas zonas, osea que el enfriamiento rápido (o temple) hasta temperatura próxima a la ambiental del acero austenizado da origen a este microconstituyente.

La velocidad de aparición de la martensita es del orden de la velocidad de propagación de una onda elástica en el metal muy rápidas que dificultan la difusión del carbono. Si hubiera difusión se formarían las fases ferrita y cementita. La transformación martensítica va acompañada de cambio de volumen; por ese motivo, la formación de una plaquita de martensita crea tensiones elásticas en la matriz circundante, lo que estimula la formación de nuevas plaquitas contiguas [30].

El gran número de átomos se mueven de modo cooperativo, lo que representa pequeños desplazamientos de un átomo respecto a sus vecinos. Esta transformación significa que la austenita (*fcc*) experimenta una transformación polimórfica a la martensita tetragonal centrada en el cuerpo (*bct*). Figura 2.6. Todos los átomos de carbono permanecen como solutos intersticiales en la martensita y constituyen una disolución sólida sobresaturada capaz de transformarse rápidamente en otras estructuras si se calienta a temperaturas que implican una apreciable velocidad de difusión [29].

El movimiento cooperativo de los átomos que participan en la plaquita martensítica puede compararse con un mecanismo de cizalladura, en el caso del acero, al enfriarse suficientemente deprisa la austenita, para evitar que se forme perlita, tiene lugar la transformación de Bain. Figura 2.7. La celdilla fundamental de la martensita tiene dos lados

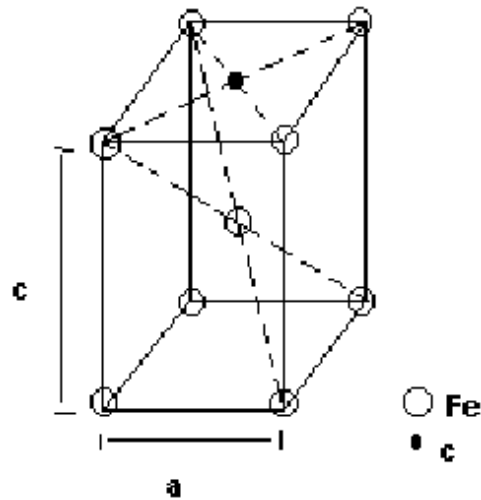


Figura 2.6: Red cristalina de la martensita en función del contenido de carbono,  $c > a$  [6].

iguales y el tercero ( $c$ ), que es un poco mayor a causa del carbono retenido, guarda con los otros la relación  $c/a$ , que aumenta con el contenido del carbono, alcanzando un valor máximo de 1,08. Esta distorsión tan grande de la estructura cristalina es la causa principal de la dureza de la martensita, la transformación martensítica va acompañada de aumento de volumen, el cual crea una serie de tensiones internas localizadas que dan lugar a la deformación plástica de la matriz.

Wechsler, Lieberman y Read [7] han demostrado que las características cristalográficas de las transformaciones martensíticas pueden ser explicadas en términos de tres deformaciones básicas:

- Distorsión de Bain, la cual forma la red del producto partiendo de la red original, pero no produce un plano sin deformación que pueda ser asociado con el plano habitual de la deformación.
- Deformación por cizallamiento, el cual mantiene la simetría de la red (no cambia la estructura cristalina) y en combinación con la distorsión de bain, produce un plano sin deformación.
- Rotación de la red transformada, de manera que el plano sin deformación tiene la misma orientación en el espacio, tanto en los cristales originales como en los del

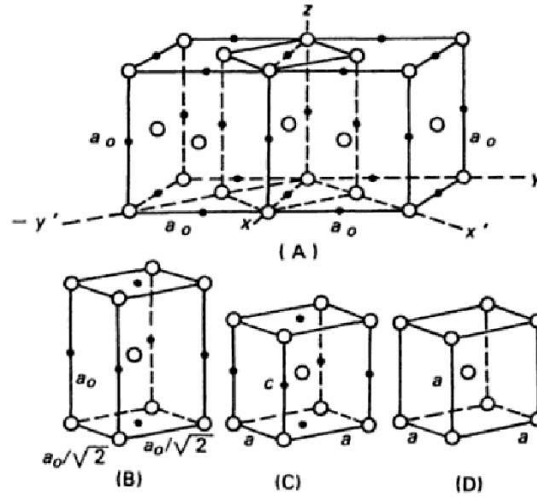


Figura 2.7: Distorsión de Bain en la transformación martensítica de los aceros. Los puntos negros representan posiciones que pueden ocupar los átomos de carbono. Solamente una pequeña fracción están siempre llenos (A) Cúbica centrada en las caras. (B) Representación tetragonal de la austenita. (C) cúbica centrada en el cuerpo. (D) Cúbica centrada en el cuerpo [7].

producto.

Debido a que esta es una teoría fenomenológica, esta no predice la secuencia de esta deformación y se visualiza mejor como una explicación analítica de cómo se puede formar una red a partir de otra.

### Teoría fenomenológica de la transformación martensítica.

En la figura 2.7 se muestra la distorsión de Bain en el acero. Donde las posiciones que ocupan los átomos de carbono se muestran por medio de los puntos negros [7, 20]. En la estructura cúbica centrada en las caras hay tantas posiciones posibles para los átomos de carbono como átomos de hierro. Esto significa que si se llenasen todas las posiciones, la aleación tendría una composición conteniendo 50% atómico de carbono. La figura 2.7A representa austenita cúbica centrada en las caras. En esta estructura, los átomos de carbono ocupan los puntos medios de las aristas del cubo y de los centros de los cubos. Estas son posiciones equivalentes, pues en cada caso un átomo de carbono se encuentra situado entre dos átomos de hierro a lo largo de una dirección  $\langle 001 \rangle$ .



En la figura 2.7B se muestran las posiciones equivalentes en la austenita, cuando se considera como una estructura tetragonal centrada en el cuerpo. Obsérvese que en esta celda las posiciones del carbono ocurren entre átomos de hierro a lo largo de las aristas de los ejes  $c$  y de los centros de las caras cuadradas en cada extremo de la celda prismática.

Por último, en la figura 2.7C se muestra la estructura martensítica. En este último caso se reduce grandemente la tetragonalidad de la celda, pero los átomos de carbono están aún en las mismas posiciones relativas con respecto a sus vecinos átomos de hierro, igual que en la celda unitaria austenítica.

La estructura resultante es tetragonal sólo porque los átomos de carbono son heredados de la austenita, y la transformación que normalmente continúa hasta la cúbica centrada en el cuerpo no es capaz de completarse. Puede considerarse que los átomos de carbono deforman la red de la configuración tetragonal y la extensión de la tetragonalidad. Los parámetros reticulares en función del contenido de carbono, tanto de la austenita como de la martensita, y, en cada caso, varían linealmente con el contenido de carbono. Si aumenta el contenido del carbono en la martensita aumenta el parámetro del eje  $c$ , en tanto que disminuye el parámetro asociado a los dos ejes  $a$ . Al mismo tiempo, el parámetro cúbico de la austenita ( $a_0$ ) crece con el aumento del contenido de carbono. Estas relaciones se pueden expresar en términos de una simple ecuación donde  $x$  es la concentración de carbono [7].

Parámetros martensíticos (Angstroms)

$$c = 2,861 + 0,116x$$

$$a = 2,861 - 0,013x$$

Parámetro de la austenita (Angstroms)

$$a_0 = 3,548 + 0,044x$$

Con referencia a la teoría de wechsler, Lieberman y Read sobre la formación de la martensita, un cambio en la tetragonalidad de la fase producida significa una diferencia en la magnitud de la distorsión de Bain. Esto a su vez, implica una diferencia en el tamaño del cizallamiento y rotación requeridos. Como resultado, podría esperarse que la

relación tanto del plano habitual como de la orientación entre las fases original y producida variarán con el contenido de carbono.

## 2.4. Temple del acero.

Según [6, 21, 29, 30] el temple es el calentamiento hasta una temperatura de 30 – 70 grados sobre  $A_{C3}$  (para los aceros hipoeutectoides) o  $A_{C1}$  (para los aceros hipereutectoides) con un mantenimiento a esta para finalizar las transformaciones de fase, y un enfriamiento posterior con una velocidad más alta que la crítica (para los aceros al carbono, generalmente en agua, y para aceros aleados, en aceite o en otros medios).

Como el fin es la completa transformación del constituyente estructural de partida el tiempo de permanencia a la temperatura fijada necesario para tener una estructura de austenita homogénea dependerá de algunos factores como la temperatura alcanzada, la forma de la microestructura inicial además de las dimensiones de la muestra y resultados que se desea obtener según su utilización, cuanto más alta sea la temperatura, menos tiempo será necesario para homogeneizar la microestructura. Puede considerarse suficiente unos dos minutos por milímetro de espesor en el caso de querer obtener una austenización completa en el centro y superficie. Largos mantenimientos y sobre todo a altas temperaturas son muy peligrosos ya que el grano austenítico crece rápidamente dejando el acero con estructuras finales groseras y frágiles.

La figura 2.8 muestra la curva de calentamiento los procesos de transformación que ocurren para el temple de un acero aleado hipoeutectoide.

### 2.4.1. Elección de la temperatura del temple y tiempo de exposición.

En este caso el acero con una estructura original de perlita + ferrita, durante el calentamiento obtiene una estructura austenítica, que durante el ulterior enfriamiento con una velocidad superior a la crítica se transforma en martensita [6, 21]. En el acero hipoeutectoide, calentado en el intervalo  $A_{C1} - A_{C3}$ , figura 2.9, después del temple junto con

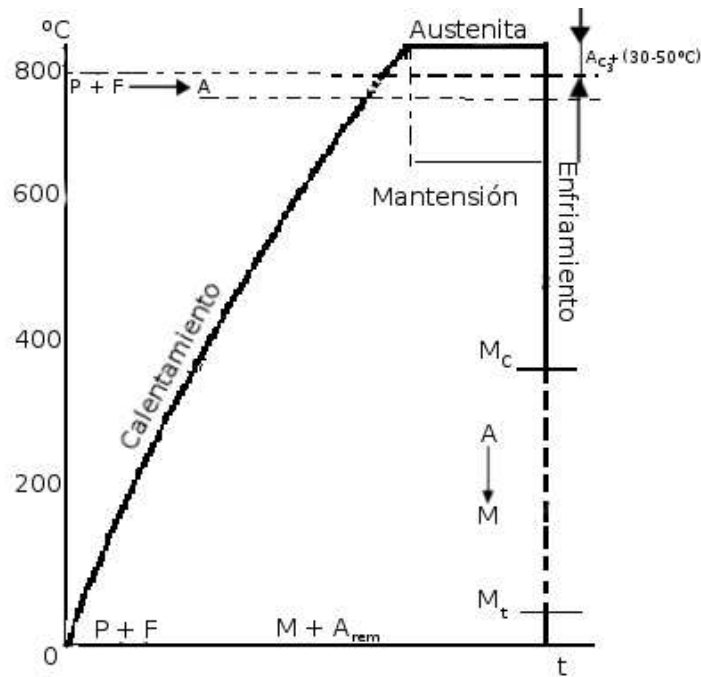


Figura 2.8: Esquema del temple acero aleado hipoeutectoide [6]

la martensita se conserva zona de ferrita que no se transformaron en austenita durante el calentamiento. La presencia de ferrita disminuye la dureza del acero y sus propiedades mecánicas después del revenido. El calentamiento del acero a una temperatura bastante superior a  $A_{C3}$  produce un crecimiento del grano de austenita, lo que conduce a la formación, durante el enfriamiento, de martensita de estructura acicular.

#### 2.4.2. Velocidad de enfriamiento durante el temple.

Los medios refrigerantes (medios para temprar), deben proporcionar una alta velocidad de enfriamiento a temperaturas de estabilidad mínima de la austenita ( $650^{\circ}C \sim 550^{\circ}C$ ), para prevenir su descomposición en la mezcla ferrito-cementítica. Durante el temple, los aceros aleados deben ser enfriados rápidamente también en las zonas de temperatura de transformación intermedia, donde se observa el segundo mínimo de estabilidad de la austenita [6]. Para el agua, aceite y otros líquidos hirvientes, al sumergir en ellos el metal caliente, se pueden distinguir tres etapas, que se caracterizan por la distinta intensidad de enfriamiento:

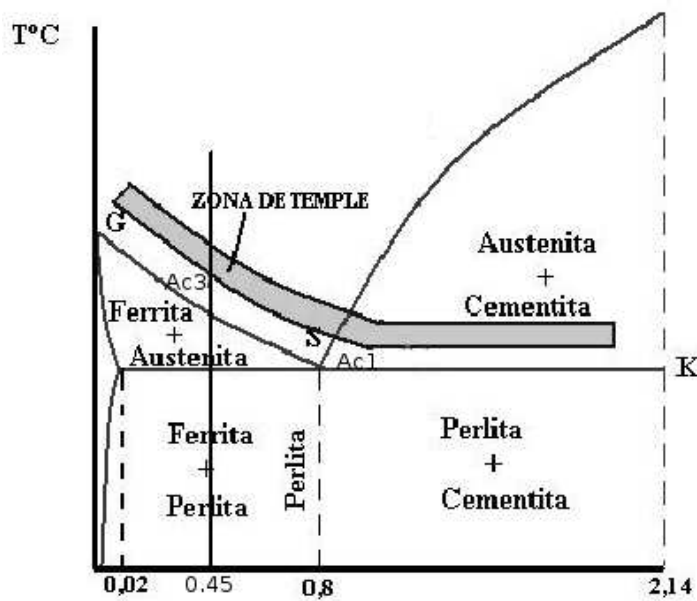


Figura 2.9: Zona del diagrama de estado  $Fe - Fe_3C$  con indicación de la temperatura de calentamiento para el temple del acero [6]

- Al principio alrededor de la pieza que se enfría se forma una camisa de vapor. Llamada ebullición en capas, la velocidad de enfriamiento es relativamente pequeña.
- En el siguiente momento la camisa de vapor se destruye y el líquido en la superficie empieza a hervir, es decir se crea un contacto directo entre la superficie de la muestra y el líquido formando burbujas de vapor (etapa de ebullición por burbujeo). El enfriamiento transcurre a alta velocidad.
- Durante el enfriamiento ulterior por debajo de la temperatura de ebullición, este transcurre a una velocidad pequeña y fundamentalmente a cuenta de la convección.

El agua como medio para temprar posee una gran velocidad de enfriamiento, pero tiene una serie de defectos. En primer lugar tiene etapa destacada de ebullición en capas, que se extiende a un amplio intervalo de temperaturas. En segundo lugar, el poder refrigerante del agua se reduce bruscamente al aumentar su temperatura, además el agua crea una alta velocidad de enfriamiento en la zona de temperaturas de formación de martensita (250-300 grados por segundo). Esto es la causa del surgimiento de grandes tensiones estructurales y, por consiguiente, de la deformación de la pieza y de la formación de grietas.

El aceite mineral enfría en la zona de transformación perlítica e intermedia en forma más lenta que el agua y las soluciones acuosas. Sin embargo el aceite como medio para templar posee una serie de cualidades: el posee una pequeña velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperaturas de la transformación martensítica a causa de su elevada temperatura de ebullición ( $250 - 300^{\circ}C$ ). Esto disminuye la posibilidad de la formación de defectos durante el temple. La capacidad de temple del aceite varía significativamente con el aumento de su temperatura de  $20$  a  $150^{\circ}C$ . Sin embargo, el aceite se inflama fácilmente y se pone espeso con el tiempo, lo que disminuye su capacidad de temple, pero el aceite en comparación con el agua enfría en forma más uniforme en todo el intervalo de temperaturas, lo que disminuye las tensiones de temple.

Las tensiones internas durante el temple del acero surgen como resultado del enfriamiento no uniforme de la superficie y el núcleo de la pieza. Estas tensiones se denominan térmicas. Las tensiones producidas por la transformación martensítica se llaman estructurales (o de fase).

## 2.5. Fundamentos y aspectos teóricos de la resistividad eléctrica.

La carga eléctrica y su movimiento es la responsable de las propiedades eléctricas de un material, por lo tanto para poder comprender el fenómeno de la conductividad eléctrica en los sólidos es vital tener un conocimiento general de los fenómenos de transporte de las cargas en dicho sólido por lo cual resumiremos los aspectos más resaltantes en este punto.

La forma de la función de distribución  $f$  de los electrones según la energía la cual describe bien el comportamiento de los electrones, en temperaturas altas y bajas, esta determinada por la función de Fermi-Dirac que tiene la forma [1, 2, 5, 32]:

$$f = \frac{1}{e^{\frac{(E-E_f)}{k_B T}} + 1} \quad (2.1)$$

Donde:

$f$ : Función de distribución de Fermi-Dirac, que nos da la probabilidad que un orbital de energía  $E$  esta ocupado. Cuando el sistema de gas electrónico está en equilibrio térmico.

$E_f$ : Energía de Fermi, es el nivel de energía que separa los niveles totalmente ocupados de los no ocupados.

$T$ : Temperatura.

Esta función de distribución describe perfectamente el gas electrónico teniendo en cuenta el principio de exclusión de Pauli, según el cual en estados con una misma energía puede encontrarse no más de dos electrones, con los espines dirigidos en sentidos opuestos, es decir, sólo dos electrones, pueden tener la misma energía y dirección de movimiento. Analizando la función de distribución de Fermi-Dirac encontramos:

$$f = 1 \quad \text{para} \quad E \ll E_f,$$

$$f = 0 \quad \text{para} \quad E \gg E_f$$

A temperaturas altas  $K_B T \geq E_f$  y las energías son altas, la función de distribución de Fermi-Dirac se convierte a la función de distribución clásica de Maxwell-Boltzmann, que toma la forma de:

$$f = a e^{-\frac{E}{K_B T}} \quad (2.2)$$

Los electrones se comportan en este caso como partículas clásicas de un gas perfecto, de esta forma en esta región la degeneración del gas electrónico se elimina completamente. La eliminación se produce en la temperatura  $T_f = E_f / K_B = 5 \times 10^4 K$ . La energía térmica en un metal lo perciben no todos los electrones libres, como ocurre en un gas perfecto ordinario, sino, sólo aquellos cuyas energías se encuentran en el intervalo de  $k_B T$  próximo a la energía de Fermi.

## 2.6. Gas de Fermi de los electrones libres.

[5] En este modelo se considera a los electrones más débilmente ligados a los átomos respectivos, y que se mueven libremente por todo el volumen del metal, se pueden

considerar los electrones como si fueran partículas libres en el espacio vacío.

Esta consideración permite simplificar el cálculo de la resistividad eléctrica. El valor máximo de la velocidad ( $V_{max}$ ), correspondiente a la energía de nivel de Fermi, que cuando  $E_F$  es igual a  $4eV$ , es alrededor de  $1,2 \times 10^6 m/s$ , la cual es una velocidad muy alta. Esto permite asemejar a los átomos de un gas perfecto ordinario en que los átomos se mueven libremente con alta energía térmica. Pero para los electrones los efectos de agitación térmica son muy secundarios. otro efecto importante es que los electrones no “chocan” con los átomos solamente cuando la malla es perfectamente regular, si hay alguna irregularidad, se puede dispersar el electrón en movimiento y por lo tanto alterar su dirección.

Los electrones de valencia de los átomos, son los conductores de la electricidad en el metal. En la aproximación de electrones libres, no se tiene en cuenta la interacción entre electrones de conducción, ni los electrones con los núcleos iónicos y todos los cálculos se realizan como si los electrones de conducción se pudieran mover indistintamente por todo el material. La energía total es puramente cinética, ya que la energía potencial se desprecia. En los metales simples, los electrones en los niveles  $d$  tienden a estar más localizados y ser menos móviles que los niveles  $s, p$ .

### 2.6.1. Conductividad eléctrica y ley de Ohm.

En ausencia de gradiente de temperatura y difusión de portador de corriente la relación entre la densidad de corriente eléctrica  $\vec{j}$  en un conductor y el campo eléctrico  $\vec{E}$ , se establece por la ley  $\vec{j} = \sigma \vec{E}$  (Ley de Ohm), donde el factor de proporcionalidad  $\sigma$  es la conductividad eléctrica, pero cuando lo que se esta estudiando son materiales conductores, como es nuestro caso, en vez de hablar de conductividad se habla de resistividad eléctrica, que es la inversa de la conductividad  $\rho = \frac{1}{\sigma}$  [1, 5].

Drude desarrollo una teoría que intentaba explicar la resistividad eléctrica en los metales, relacionando la misma con magnitudes microscópicas. Esta teoría se basa en la hipótesis de que la resistividad se produce debido a las colisiones que sufren los portadores de carga en el interior del metal, obteniendo la relación:

$$\rho = \frac{m}{ne^2\tau} \quad (2.3)$$

donde  $m$  es la masa de los portadores de carga,  $n$  es la densidad de portadores,  $e$  la carga eléctrica del electrón y  $\tau$  es el tiempo medio entre dos colisiones o tiempo de relajación. Sin embargo este modelo era insuficiente a la hora de explicar el comportamiento de otros materiales. Drude cometió dos errores que se cancelaban: sobrevaloró el número de portadores y subestimó la velocidad de estos. El modelo de Drude es un modelo clásico que no tiene en cuenta la naturaleza cuántica de los electrones.

### 2.6.2. Teoría de Sommerfield de conducción en metales.

Sommerfield conservando los postulados iniciales fundamentales de la teoría de Drude, traslado a ella los métodos de la nueva estadística cuántica de Fermi-Dirac, indicando que para los electrones, que subordinan al principio de exclusión de Pauli. La distribución de Maxwell-Boltzman debe ser sustituido por la distribución de Fermi-Dirac [1].

$$f(v) = \frac{(m/\hbar)^3}{4\pi^3} \frac{1}{e^{(\frac{1}{2}mv^2 - \mu)/k_B T} + 1} \quad (2.4)$$

Donde  $\mu$  : potencial químico, se determina de la condición de normalización  $\mu = \int f(v) d^3v$ .

Utilizando la nueva estadística cuántica, Sommerfield obtuvo los siguientes resultados:

$$\frac{\text{conductividad eléctrica}}{\text{conductividad térmica}} = \frac{\sigma}{\kappa} = \frac{\pi^2}{3} \left( \frac{k_B}{e} \right)^2 T \quad (2.5)$$

que es del mismo orden de magnitud que Drude y concuerda bien con los datos experimentales. Entre las fallas del modelo de Sommerfeld esta el que no toma en cuenta la estructura periódica del cristal, osea considera el modelo del electrón independiente. El uso de la estadística de Fermi-Dirac, afecto las predicciones de Drude que requieren algún conocimiento de la distribución de la velocidad del electrón para su evaluación. Si la razón  $1/\tau$  en el cual experimenta colisiones no dependen de la energía, el cálculo de la resistividad es afectada por el cambio de la función de distribución de equilibrio.



## 2.7. Movimiento electrónico en un campo periódico.

Según [1, 3] para mejorar el modelo de los electrones libres de un sólido, en el cual el análisis del movimiento de los electrones es en la banda de conducción, en el cual se ignora la fluctuación periódica de la energía potencial, surge la aproximación del electrón casi libre donde se considera al electrón moviéndose en la red metálica bajo un campo de potencial periódico que lo perturba "ligeramente", y cuyo efecto es la aparición de unas bandas prohibidas de energía. En los metales nobles y en los de transición, así como en los de tierras raras y actínidos, los átomos no tienen saturadas totalmente las capas  $d$  y  $f$ , cuyos electrones participan parcialmente en la conducción, es completamente inaplicable el modelo de los electrones casi libres.

Consideramos un cristal con los iones fijos en los nudos de la red, la interacción de los electrones entre si y con los iones cargados positivamente puede representarse en forma de la suma de cierto campo medio independiente de las coordenadas del electrón y poseedor de la propiedad periódica  $W(r) = W(r + n)$ . Los estados estacionarios de un electrón de masa  $m$  en dicho campo se llaman monoelectronicos y es claro que el efecto de la red es cambiar la función de onda de la partícula libre de modo que en lugar de tener una amplitud constante esta función tenga una amplitud variable que cambie con el periodo de la red. La ecuación de onda de un electrón en un cristal es  $(H - E)\psi = 0$  que para el caso sería:

$$\left( \frac{1}{2m} \hat{p}^2 + W(r) - E(k) \right) \psi_{k\alpha}(r) = 0; \quad \hat{p} = -i\hbar \nabla \quad (2.6)$$

Cuya solución vendría a ser:

$$\psi_{k\alpha}(r) = \frac{1}{\sqrt{V}} U_{k\alpha}(r) \exp(ikr) \quad (2.7)$$

Donde

$U_{k\alpha}(r) = U_{k\alpha}(r + n)$  son funciones periódicas y  $V$  es el volumen del cristal.

Estas son las llamadas funciones de Bloch que juntas definen el teorema de Bloch estableciendo las funciones propias de la ecuación de onda para un potencial periódico.

## 2.8. Aproximación de los electrones fuertemente ligados.

Según [3, 5], si la energía potencial de la interacción del electrón con un ion que se encuentra en el nudo  $n$  viene descrita por la función  $W(r - n)$ , la suposición del enlace fuerte corresponderá al caso en que en primera aproximación puede omitirse la superposición de las funciones de onda de la ecuación de Schrodinger correspondientes a distintos nudos de la red. Este enlace puede efectuarse para el estado fundamental y para los primeros estados excitados, y matemáticamente se puede expresar como:

$$\int \varphi_{\alpha}^{*}(r - n) \varphi_{\beta}(r - n') d^3r \approx 0, n \neq n' \quad (2.8)$$

En virtud de la invariancia de traslación, las funciones tienen un periodo de la red

$$\varphi_{\alpha}(r) = \varphi_{\alpha}(r + n) \quad (2.9)$$

En el cristal que tenga un ion en cada celdilla elemental, el electrón tendrá la energía potencial:

$$W(r) = W(r + n) = \sum_n \omega(r + n) \quad (2.10)$$

Por lo que el hamiltoniano del electrón en el cristal

$$H = -\frac{\hbar^2}{2m} \nabla^2 + W(r) \quad (2.11)$$

Si  $\epsilon_{\alpha}$  es un nivel de energía no degenerado de la ecuación de Schrodinger, a la ecuación de onda  $\varphi_{\alpha}(r)$  en el cristal le corresponderá en primera aproximación  $N$  funciones de onda de Bloch

$$\psi_{k\alpha} = \frac{1}{\sqrt{N}} \sum_n e^{ikn} \varphi_{\alpha}(r - n) \quad (2.12)$$

Que se diferenciarán en los  $N$  valores de los vectores de onda que se encuentran en la Primera zona de Brillouin ( $N$ : numero de celdillas elementales en el cristal).

Calculando la energía que le corresponde a esta función de onda:

$$E_{\alpha}(k) = \langle \psi_{k\alpha} | H | \psi_{k\alpha} \rangle = \epsilon_{\alpha} - \sum_n e^{ikn} \tilde{\omega}_n \quad (2.13)$$

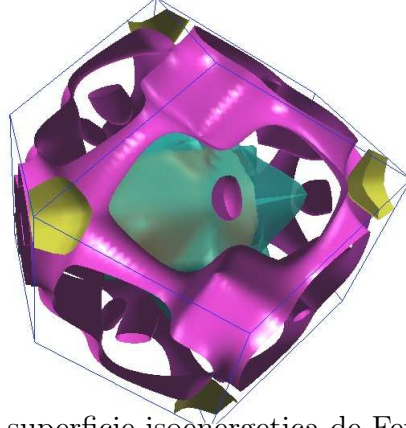


Figura 2.10: superficie isoenergetica de Fermi Para el *Fe* [11].

con:

$$\tilde{\omega}_n = - \int \varphi^*(r+n) (W(r) - \omega(R)) \varphi(r) d^3r \quad (2.14)$$

$$W - \omega(r) = \sum_{m \neq 0} \omega(r-m) \quad (2.15)$$

En cada nivel “atómico” no degenerado  $\epsilon_\alpha$  en el cristal se transforma en una banda de energía casi continua. Los elementos matriciales de esta última ecuación disminuyen rápidamente al crecer  $|n|$ . Por esto la suma de la energía puede tenerse en cuenta solamente el cerco inmediato del ion sitiado en  $n = 0$ . Y la forma explicita de  $E_\alpha(k)$  depende del comportamiento de las funciones de onda fuera de los “esqueletos” de los átomos y de las distancias entre los átomos mas próximos. Las anchuras de las bandas de energía permitidas son pequeñas para los estados  $\alpha$  correspondientes a las funciones de onda fuertemente localizadas.

Por ejemplo  $E_\alpha(k)$  para un tipo de red *b.c.c* con ocho vecinos mas próximos da según [5].

$$E_\alpha(k) = \epsilon_\alpha - \omega_0 - 8\omega_0 \cos \frac{1}{2}(k_x a) \cos \frac{1}{2}(k_y a) \cos \frac{1}{2}(k_z a) \quad (2.16)$$

Para el *Fe* que tiene un tipo de red *bcc* la superficie isoenergetica de Fermi es [11] figura 2.10.

Estas superficies isoenergéticas como la estructura electrónica nos dan la información para poder describir la dinámica del transporte de los electrones en un determinado material. Estudiar la estructura electrónica resulta ser muy complejo cuando se trata de metales y aún lo es mas cuando se trata de aleaciones de Fe, un ejemplo de la estructura local electrónica del  $Fe(001)$  podemos ver en [14].

## 2.9. Modelo semiclásico de la resistividad eléctrica en metales.

En la teoría cuántica un electrón es representado por un paquete de ondas con una energía  $E$  y número de onda  $K$ . El movimiento de un paquete de ondas puede ser obstaculizado por la dispersión producida en la red. Si un paquete de onda se mueve en una dirección por efecto de un campo aplicado después de sufrir una dispersión se produce una transición  $K \rightarrow K'$  donde se transfiere algún momentum y energía al dispersor. Cuando estos efectos se equilibran se dice que se produce un estado estacionario, en sentido estadístico, resultando una velocidad media constante de los electrones de conducción [3, 5].

La resistividad se puede obtener de la relación que existe entre el campo eléctrico continuo  $\vec{E}$  y un campo magnético también continuo  $\vec{B}$ . La respuesta macroscópica lineal del cristal a la aplicación de los campos externos aplicados se caracteriza por la corriente que se produce en dicho cristal debida al desplazamiento de los electrones y los huecos. En el caso general la densidad de corriente  $\vec{J}$  se determina por la expresión [3]

$$\vec{J}_i = \sum_{j=1}^3 \sigma_{ij}(\vec{B}) \vec{E}_j \quad (2.17)$$

Donde:

$\sigma_{ij}$  es el tensor de conducción de segundo rango, dependiente de la dirección y magnitud del campo magnético  $B$ .

En las investigaciones experimentales suele medirse el campo eléctrico, provocado por la corriente, que pasa por el cristal en una dirección determinada. En este caso es conveniente invertir la ecuación anterior, en cuyo caso:

$$\vec{E}_j = \sum_i^3 \rho_{ij}(\vec{B}) \vec{J}_i \quad (2.18)$$

y las propiedades del cristal se caracterizarán por el **tensor de resistividad**  $\rho_{ij}(\vec{B})$ . El tensor de resistividad es el inverso del tensor conductividad.

El tensor de conductividad caracteriza la respuesta lineal de que se haya en el campo magnético, al campo eléctrico aplicado. La suave dependencia de dicho tensor respecto al campo magnético, promediada atendiendo a las oscilaciones de pequeña amplitud (debidas a la cuantificación), puede determinarse por medio de la teoría cuasiclásica.

Por parte de los campos externos homogéneos, eléctricos y magnéticos, actúa sobre el electrón que se mueve en el cristal con velocidad  $v$ , una fuerza de Lorentz

$$\vec{F} = -e \left( \vec{E} + \frac{1}{c} [\vec{v} \vec{B}] \right) \quad (2.19)$$

El estado de espín del electrón no influye en el movimiento de este, ya que la interacción del momento magnético con el campo magnético homogéneo no aporta nada. En los campos magnéticos medios y medianos el tiempo entre los choques (tiempo de relajación o tiempo de recorrido libre) es mucho menor que el periodo de rotación del electrón por sus orbitas cerradas, es decir,

$$\tau \omega_B < 1 \quad (2.20)$$

Por lo que el papel de los procesos de relajación resulta ser muy importante. En este caso de los electrones y los huecos debe describirse por métodos estadísticos valiéndose de la ecuación de Boltzman. Esta ecuación determina la función de distribución de los electrones en la unidad de volumen del cristal por todos los estados posibles. En las condiciones estacionarias, en un cristal homogéneo que se haya en campos, eléctrico y magnético, homogéneos y continuos, la función de distribución  $f(\vec{k})$  depende únicamente del vector de onda  $\vec{k}$  del electrón. En la aproximación del tiempo de relajación (aproximación  $\tau$ ) la ecuación de Boltzman para la función de distribución espacial homogénea  $f(\vec{k})$  tiene la forma

$$\frac{1}{\hbar} \vec{F} \text{grad}_k f(\vec{k}) = -\frac{1}{\tau_k} \left( f(\vec{k}) - f_0(\vec{k}) \right) \quad (2.21)$$

Donde:

$f_0(\vec{k})$  es la función de distribución de equilibrio Ec.2.1

Si se conoce la función de distribución  $f(\vec{k})$ , la densidad de la corriente en el cristal se determina por la expresión

$$\vec{J} = \frac{2e}{(2\pi)^3} \int v_k f_1(\vec{k}) d^3k \quad (2.22)$$

Donde:

$v_k$  es la velocidad del electrón; el factor 2 tiene en cuenta los dos estados del espín posibles, y  $f_1 = f - f_0$ . Y donde se ha tomado en consideración que  $\int v_k f_0(\vec{k}) d^3k = 0$ .

Como nos interesa la respuesta lineal del cristal al campo eléctrico exterior teniendo en cuenta también la identidad  $[v_k \vec{B}] v_k \equiv 0$  resulta la ecuación de Boltzman, linealizada respecto del campo eléctrico externo,

$$(Ev_k) \left( -\frac{\partial f_0}{\partial \epsilon(k)} \right) = \frac{1}{c\hbar} [v_k \vec{B}] \text{grad}_k f_1 - \frac{1}{e\tau_k} f_1 \quad (2.23)$$

El tensor de conductividad del cristal sin campo magnético será:

$$\sigma = \frac{e^2}{4\pi^3} \int (v_k \times v_k) \tau_k \left( -\frac{\partial f_0}{\partial \epsilon(k)} \right) d^3k \quad (2.24)$$

Siendo  $v_k \times v_k$  un tensor simétrico formado por el producto diádico de dos vectores.

Esta integración se toma sobre la superficie de Fermi, por lo que el tensor de conductividad del metal depende únicamente de las propiedades de los electrones en dicha superficie. La alta conductividad del metal se debe a la gran movilidad de los electrones.

Llegados a este punto y el caso mas simple, es decir, colisiones elásticas, superficies de Fermi de forma esférica, se obtiene una expresión similar a la que obtuvo Drude, salvo que ahora aparece una relación con la energía a través del tiempo de relajación y la masa de los portadores se sustituye por la masa eficaz de estos ( $m^*$ )

$$\rho = \frac{m^*}{n_h e^2 \tau(E_F)} \quad (2.25)$$

Donde  $n_h$  es el número de niveles desocupados por unidad de volumen.

## 2.10. Regla de Mathiessen

Suponiendo que las diferentes causas por las que se producen las colisiones de los electrones no están correlacionados, las inversas de los tiempos de relajación son aditivas, siguiendo la relación [1, 4, 5]:

$$\frac{1}{\tau} = \sum_i \frac{1}{\tau_i} \quad (2.26)$$

Con  $\tau_i$  el tiempo de relajación asociado a cada proceso de colisión. Con esta aproximación, la resistividad total se expresara como:

$$\rho = \rho_0 + \rho_f + \rho_m \quad (2.27)$$

Esta es la llamada regla de Mathiessen, la cual nos permite estudiar en forma independiente las diversas contribuciones a la resistividad. En el interior de los metales, las causas que pueden producir las colisiones son muy variadas y dan lugar a tres posibles contribuciones a la resistividad. En primer lugar la resistividad residual,  $\rho_0$ , que es la debida a las imperfecciones e impurezas de la red cristalina. La segunda es la resistividad fonónica,  $\rho_f$ , que es debida a la interacción de los electrones con las vibraciones de la red. Y por ultimo, en los materiales magnéticos, la resistividad magnética,  $\rho_m$ , que como su propio nombre lo indica se debe a la interacción de los electrones con los momentos magnéticos.

A continuación daremos una descripción rápida más no un análisis exhaustivo de cada una de estas resistividades:

### Resistividad Residual

Como se menciona antes es debida a las imperfecciones de la red cristalina. Estas imperfecciones pueden ser debida a varias causas: Un primer grupo lo componen los huecos vacantes, intersticiales, impurezas químicas o isotropicas, estas imperfecciones son

puntuales y están aisladas. Otras son las impurezas lineales, como las dislocaciones, otras las imperfecciones de superficie, como las fronteras de grano, y por ultimo las impurezas de volumen, como compuestos sustitucionales. De cualquier modo todas las imperfecciones que se presentan en la red van a contribuir aumentando la resistividad residual. Si el porcentaje de este tipo de impurezas es bajo se supone que no varía con la temperatura, con lo que la resistividad residual seria una constante en todo el rango de temperaturas. Experimentalmente, este valor se calcula extrapolando los datos experimentales a  $0^0K$ , puesto a que las otras contribuciones a la resistividad, en principio, se anula a dicha temperatura. En los compuestos binarios del tipo  $A_{1-x}B_x$ , en los que se va sustituyendo un elemento por otro se cumple la llamada regla de **Nordheim**:

$$\rho_0 \propto x(1 - x) \quad (2.28)$$

Siendo  $\rho_0$  la resistividad residual,  $x$  la concentración de uno de los elementos y  $1 - x$  la concentración del otro. Esta regla refleja el hecho de que, a medida que se va sustituyendo un elemento por otro, va aumentando la resistividad residual, lo que es lógico pues vamos introduciendo desorden sustitucional. Llega un momento en el cual hay la misma concentración de ambos elementos y el desorden es máximo,  $x = 0,5$ , siendo la resistividad residual máxima. A partir de este punto la resistividad residual comienza a disminuir de nuevo.

## Resistividad Fonónica

Según [4], esta es debido a la interacción de los electrones con los fonones. Las vibraciones de la red perturban el potencial periódico al que están sometidos los electrones haciendo que estos colisionen y por lo tanto que aumente la resistividad. Experimentalmente, se puede observar como a bajas temperaturas la resistividad sigue una ley en  $T^5$ , mientras que si la aumentamos pasamos por una zona de transición en la que el exponente disminuye hasta que, a partir de cierto punto, la resistividad crece linealmente con la temperatura. Este comportamiento lo describe a la perfección la ley de Gruneisen-Bloch que escribe de la forma:

$$\rho_f = C \frac{1}{\Theta_D} \left( \frac{T}{\Theta_D} \right)^5 \int_0^{\frac{\Theta_D}{T}} \frac{X^5}{(e^X - 1)(1 - e^{-X})} dX \quad (2.29)$$

Donde  $\Theta_D$  es la temperatura de Debye y C una constante de proporcionalidad. El



parámetro  $\Theta_D$  esta relacionado con la frecuencia de máxima oscilación de los átomos, mientras que la constante  $C$  es proporcional a la fuerza de interacción electrón-fonón. En esta ecuación hay dos parámetros,  $\Theta_D$  y  $C$ , que se calculan al ajustar los datos experimentales. Resolviendo la integral para los casos extremos de bajas y altas temperaturas podemos darnos cuenta de la dependencia respecto a la temperatura. En el límite de bajas temperaturas ( $\frac{\Theta_D}{T} \gg 1$ ) la integral toma un valor constante, y la resistividad vale:

$$\rho_f = C'T^5 \quad (2.30)$$

Con  $C' = \frac{124,4C}{\Theta_D^6}$ , mientras que para el caso de altas temperaturas, ( $\frac{\Theta_D}{T} \leq 1$ ), la integral resulta  $\frac{(\Theta_D/T)^4}{4}$  y por tanto la resistividad fonónica se reduce a:

$$\rho_f = \frac{C}{4} \frac{T}{\Theta_D^2} \quad (2.31)$$

Pero hay ciertos materiales en los cuales la resistividad fonónica no puede ser descrita exactamente por esta ley, sino que, a altas temperaturas, aparece una pequeña desviación. Mott y Jonnes sugirieron una ley modificada a esta, en la cual se incluye un proceso de scattering en una banda estrecha muy cercana a la energía de Fermi. Este scattering provoca la aparición de un termino negativo con dependencia en  $T^3$ .

## Resistividad Magnética

En los materiales magnéticos aparece otra contribución más a la resistividad eléctrica, la resistividad magnética,  $\rho_m$ . La dependencia térmica de esta contribución varia en función del tipo de comportamiento magnético.

# Capítulo 3

## Técnicas experimentales y equipos utilizados

### 3.1. Medida de la resistividad eléctrica. Método de cuatro puntas

[15, 16, 17] Este es un método ampliamente conocido y además de tener varias variantes consiste básicamente en cuatro puntas de prueba equidistantes que se sitúan sobre la muestra <sup>1</sup>. Donde se conoce la corriente que entra y sale por las puntas de los extremos atravesando la muestra, donde se mide la diferencia de potencial entre las puntas del centro. Figura 3.1.

Como el propósito de la técnica de 4 puntas es medir la resistividad eléctrica de los materiales, podemos usarla para materiales delgados o no salvo una diferencia en el cálculo para cada caso.

Para nuestro caso en el que el espesor  $t$  no es muy pequeño comparado con la separación de las puntas  $s$ , suponemos que las puntas son infinitesimales además que nuestra muestra es semi-infinita en la dimensión lateral. Asumimos una corriente que emana de una protuberancia esférica hacia afuera de las puntas en el material. la diferencia de la

---

<sup>1</sup>Técnica desarrollada inicialmente por Wenner en 1916 para medir la resistividad de la Tierra

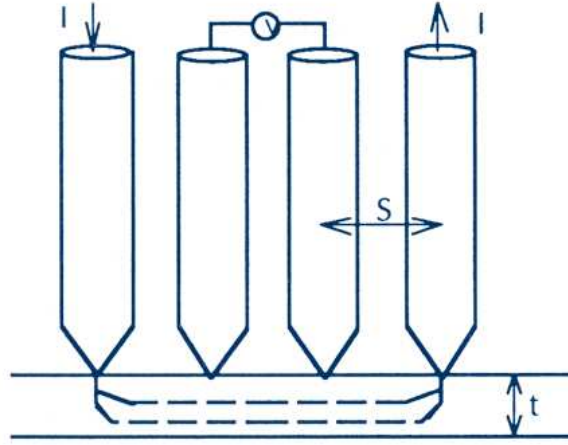


Figura 3.1: Configuración esquemática del arreglo de cuatro puntas.

resistencia estaría dada por:

$$\Delta R = \rho \left( \frac{dx}{A} \right) \quad (3.1)$$

Donde  $\rho$  es el valor de la resistividad eléctrica del material. y  $A$  la sección transversal de la muestra. Ahora integrando entre las dos puntas del centro (donde el voltage es medido), tenemos:

$$R = \int_{x_1}^{x_2} \rho \frac{dx}{2\pi x^2} = \frac{\rho}{2\pi} \left( -\frac{1}{x} \right) \Big|_{x_1}^{x_2} = \frac{1}{2s} \frac{\rho}{2\pi} \quad (3.2)$$

Donde  $S$  es la separación de las puntas. Debido a la supersposición de la corriente que salen de las dos puntas en los extremos,  $R = \frac{V}{2I}$ . Así obtenemos la expresión para calcular la resistividad de una muestra de espesor,  $t$ , conociendo la intensidad,  $I$ , la diferencia de potencial entre los dos puntos centrales,  $V$ , la distancia entre estos últimos,  $s$  y la sección de la muestra,  $A$ . definiendo la resistividad como  $\rho = \frac{V}{I} \frac{A}{a}$  y que podemos expresar como:

$$\rho = 2\pi s \frac{V}{I} \quad (3.3)$$

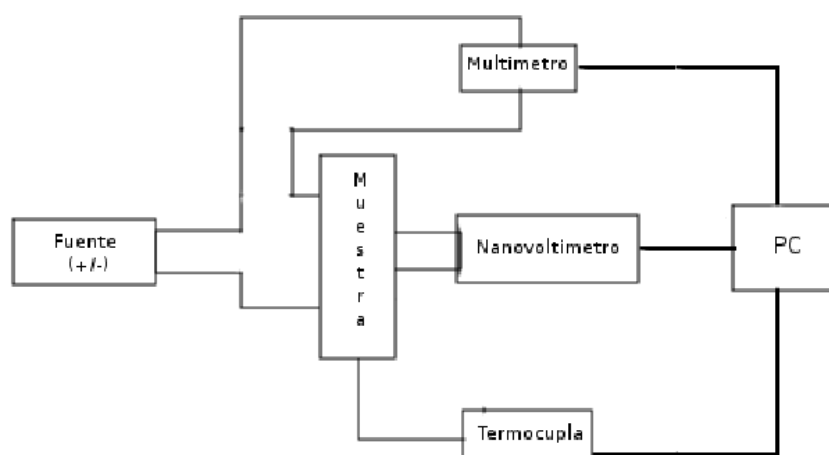


Figura 3.2: Esquema general del dispositivo de medida.

### Arreglo experimental

Debido a que los voltajes a ser determinados son del orden de los microvoltios un aspecto importante a la hora de obtener buenos resultados experimentales es una buena disposición de los contactos por tal motivo se construyó un sistema basado en cuatro contactos muy finos de plata los cuales se colocaban por presión sobre una de las caras de la muestra.

Para la medida de la resistividad eléctrica se utilizó corriente continua, para lo cual se contruyó una fuente programable que cambia el sentido de esta cada 1,2 o 3 segundos. La razón de esto fue poder eliminar los potenciales de contacto que se producían al presionar las puntas sobre la superficie de la muestra pulificada.

La diferencia de potencial de las puntas centrales fue medida con un nanovoltímetro de alta precisión marca Keithley 2182, con una precisión de  $\pm 0,1\%$ .

El esquema de los instrumentos y conexiones utilizadas se muestra en la figura 3.2

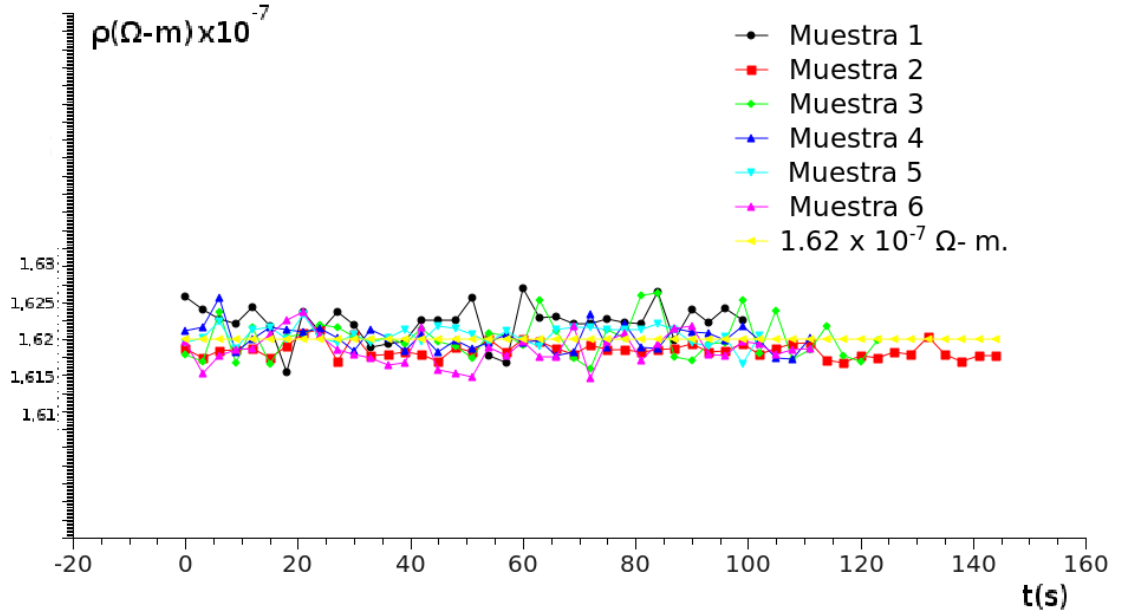


Figura 3.3: Resistividad eléctrica experimental medida a temperatura ambiente.

## Calibración

[18] En general, la resistividad eléctrica de un material,  $\rho$ , puede ser calculada con el uso de la ecuación 3.3 ( $\rho = FCR(V_{medido}/I_{medido})$ ) donde el factor de corrección de la resistividad (FCR) está relacionado con el tamaño de la muestra, el espesor de la muestra, tamaños de los electrodos, y la posición de estos.

Por esta razón en esta parte del proceso se realizaron medidas de  $V(\mu V)$  e  $I(mA)$  para un total de 6 muestras de acero 1045 (recocido) a temperatura ambiente y con la ecuación 3.3 se obtuvieron valores para  $\rho(\Omega - m)$  a fin de poder comparar los resultados con los registrados en la literatura y así calibrar nuestro sistema de medida, encontrando un valor de FCR para nuestro sistema. En la figura 3.3 se muestra los valores obtenidos de la resistividad eléctrica a temperatura ambiente para 6 muestras. Si comparamos los valores obtenidos con el valor de referencia encontramos un error porcentual experimental de  $\pm 0,12\%$ .

## 3.2. El horno

Para el proceso del temple el calentamiento de las muestras se realizo en un horno diseñado y construido en el laboratorio de cristales reales y aleaciones metálicas. Básicamente se trata de un horno tubular vertical con diámetro interno del tubo de aproximadamente 3,5 cm, y una profundidad de aproximadamente 14,5 cm. Con una potencia de 750W. Y con una velocidad máxima de calentamiento de  $13,95 \pm 1^{\circ}\text{C}/\text{min}$  cuya temperatura era monitoreada por una termocupla de inmersión tipo *K* ( $\pm 2, 2^{\circ}\text{C}$ ).

## 3.3. Preparación de la muestra a estudiar.

### Aleación.

La aleación a tratar es acero AISI 1045<sup>2</sup> se trata de un acero hipoeutectoide (ver diagrama de estado figura 2.2). Los usos principales para este acero es en la fabricación de piñones, cuñas, ejes, tornillos, partes de maquinaria, herramientas agrícolas y remaches, etc. Entre algunas de sus propiedades podemos mencionar<sup>3</sup>:

Propiedades mecánicas:

- Dureza 163 *HB* (84 *HRb*)
- Esfuerzo de fluencia 310 *MPa* (45000 *PSI*)
- Esfuerzo máximo 565 *MPa* (81900 *PSI*)
- Elongación 16 % (en 50 *mm*)
- Reducción de área (40 %)
- Módulo de elasticidad 200 *GPa* (29000 *KSI*)

---

<sup>2</sup>La designación AISI/SAE consta de cuatro cifras. Las dos primeras indican el contenido en aleantes y las dos segundas en carbono. Las dos primeras para aceros al carbono son 1 y 0 mientras que en aceros aleados puede ser por ejemplo 13, 41 o 43. Las cifras tercera y cuarta indican el contenido en carbono multiplicado por cien. Por ejemplo, el acero código AISI/SAE 1045, es un acero al carbono (sin elementos aleantes adicionales) y un 0,45 % de C.

<sup>3</sup>Los valores expresados en las propiedades mecánicas y físicas corresponden a los valores promedio que se espera cumple el material. Tales valores son para orientar a aquella persona que debe diseñar o construir algún componente o estructura pero en ningún momento se deben considerar como valores estrictamente exactos para su uso en el diseño.

- Maquinabilidad 57 % (AISI 1212 = 100 %)

Propiedades físicas:

- Densidad 7,87 g/cm<sup>3</sup> (0,284 lb/in<sup>3</sup>)

Propiedades químicas:

- 0,43 – 0,50 % *C*
- 0,60 – 0,90 % *Mn*
- 0,04 % *P* máx
- 0,05 % *S* máx

### **Pulido mecánico**

Según [30] toda observación microscópica de metales exige un pulido previo de la muestra. Por otra parte, no siempre es posible disponer de muestras fáciles de sujetar y manipular durante el proceso de preparación y en particular durante el pulido. Previo al pulido la superficie de la muestra tiene que ser desbastada, esta se efectúa con papeles abrasivos (lijas), todo papel abrasivo se caracteriza principalmente por la composición y tamaño de sus granos, su porosidad o estructura, y por el grado de adherencia de los granos sobre el soporte. Para tal tarea se utilizó un disco giratorio al cual estaban adheridos lijas numero 300, 600 y 800 en cada caso.

Ya que durante el desbaste de un metal mediante una tela o un papel abrasivo se producen el desgaste de la superficie metálica y el arranque de algunos granos abrasivos la eliminación de los granos desprendidos se favorece mediante una corriente de agua. Se empieza por el papel abrasivo 300 manteniendo la muestra en un mismo sentido, luego se pasa al segundo papel 600 girando 90<sup>0</sup> respecto a la posición anterior, el proceso se repite girando siempre la muestra 90<sup>0</sup> respecto a la posición anterior en el papel abrasivo 800, de tal manera que las rayas dejadas por cada desbaste se van eliminando hasta que la muestra quede lisa. La Figura 3.4 se muestra el esquema general del dispositivo usado.

El pulido mecánico tiene por objeto eliminar las rayas e irregularidades producidas en el desbaste. La forma de realizar este es apoyando la cara desbastada de la muestra sobre

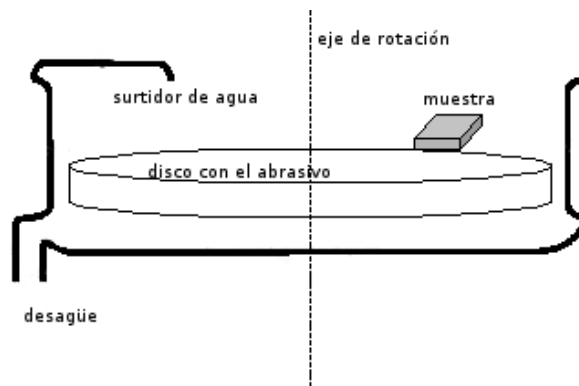


Figura 3.4: Esquema general del dispositivo para pulido y desvastado mecánico

un paño embebido con una suspensión de abrasivo y fijado a un disco que jira accionado por un motor. Como abrasivo se uso oxido de magnesio. La presión a aplicar sobre la muestra depende de la dureza de la aleación y debe disminuir a medida que avanza el pulido, manteniendo siempre el paño humedo y siempre girando la muestra  $90^0$  respecto a la posición anterior conforme se avanza. La combinación adecuada de todas estas variables nos permitió alcanzar un grado de pulido optimo a fin de que la cara pulida de la muestra quede como un espejo. La Figura 3.4 se muestra el esquema general del dispositivo usado.

### 3.3.1. Análisis microscópico

En microscopía normalmente se utilizan el microscopio óptico y electrónico. Estos instrumentos contribuyen a la investigación de las características microestructurales de todo tipo de materiales. La mayoría de estas técnicas lleva acoplado un equipo fotográfico; la fotografía que recoge la imagen microscópica se denomina fotomicrografía.

En este trabajo se uso un microscopio óptico que utiliza la luz para estudiar la microestructura; sistemas ópticos y de iluminación son los principales elementos. Como los metales son opacos a la luz visible entonces su superficie es susceptible a ser observada, y la luz del microscopio se debe usar en reflexión. Las distintas regiones de la microestructura originan diferencias en las reflexión y estas producen contrastes en la imagen [12].



El micro análisis permite determinar el tamaño y la forma de los granos, la disposición de las fases, los componentes de la aleación, revelar la estructura característica para algunos tipos de tratamiento y revelar los efectos mas minuciosos (presencia de inclusiones no metálicas, microgrietas, etc.) [28, 31].

Para efectuar el microanálisis preparamos una briqueta, es decir, una pequeña muestra, cuya sección transversal debe estar pulida, y luego se sometio a un ataque químico con una solución de Nital (solución de ácido nítrico en alcohol etílico ) que revela solo un tipo de cristal del acero.

Como todo acero con concentración de carbono menor al 0,85 % al pasar por un proceso de recocido forma dos tipos de fases, un tipo llamado perlita y el otro ferrita. La ferrita tiene una concentración másica de carbono de 0,008 % y no es afectada por el reactivo, mientras que la perlita tiene un 0,85 % de carbono y su superficie se destruye al ser expuesta al Nital. Por lo tanto la superficie de la ferrita será plana y la luz reflejada en ella volverá a la cámara por lo que se verá clara, mientras que los cristales de perlita tendrán una superficie irregular que dispersará la luz por lo que se observarán oscuros. Además en la zona comprendida entre dos cristales de ferrita (límite de grano), ocurre el decapado por el Nital, por lo tanto los bordes de los cristales se verán oscuros al microscopio.

Debido a su alta corrosividad el grado de ataque para una muestra en general es función de la composición, de la temperatura del reactivo y del tiempo de ataque. Razón por la cual se desengraso con alcohol la cara a atacar de la muestra se seco y con la pinza se sumergió en el reactivo de ataque por espacio unos segundos, seguidamente se enjuago con agua destilada. Este proceso se repitió para la otra parte de la aleación restante para un tiempo distinto. Luego del secado riguroso a la muestra se llevo al microscopio para la identificación de la microestructura.

La segunda muestra fue sometida al mismo proceso para dos zonas distintas de la misma muestra. El proceso se repite para todas las muestras registrando el campo observado

después de cada ataque estableciendo así que el tiempo optimo de exposición al reactivo va a depender del tratamiento térmico al cual fue sometido y por lo tanto distinto para cada una de nuestras muestras.

## Capítulo 4

# RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

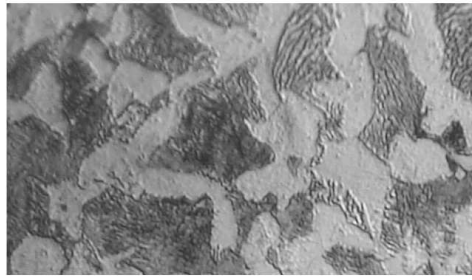
Hemos obtenido resultados experimentales de un total de 10 muestras de la aleación las cuales fueron templadas a las temperaturas de  $800^{\circ}C$ ,  $805^{\circ}C$ ,  $810^{\circ}C$ ,  $815^{\circ}C$  y  $820^{\circ}C$  según el diagrama de fases correspondiente de la siguiente manera. 5 muestras templadas a las temperaturas de austenización mencionadas y enfriadas en agua, las otras 5 muestras se les dio el mismo tratamiento pero se enfriaron en aceite.

El análisis de la microestructura se realizo utilizando como agente reactivo nital al 2 % para diferentes tiempos de exposición. Este tiempo de exposición tuvo un carácter especial ya que la evolución de la microestructura era distinta para cada muestra, esto obviamente debido a que la temperatura de austenización y medio de enfriamiento fue diferente en cada caso.

Como resultado de este análisis mostramos las microfotografías ordenadas en función de la temperatura de austenización a la que fueron sometidas para posteriormente ser enfriadas en agua y en aceite.

En la microfotografía 4.1 mostramos las muestras estudiadas antes y después de ser templadas en agua. Las fases ferrita y perlita corresponden a un acero recocido, como se menciono en la sección 3.3.1, los cristales de perlita se verán oscuros debido a que son decapados al ser expuestos al nital en cambio los cristales de ferrita se verán claros debido a su baja concentración de carbono y por lo tanto poca reacción al nital.

Acero 1045  
sin templar

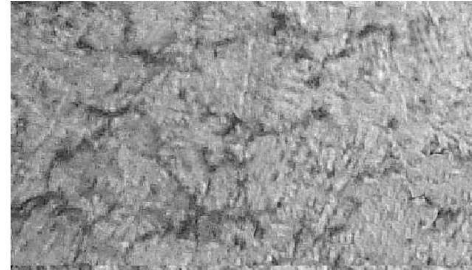


Acero 1045  
templado  
T(°C)

800



805



810



815



820

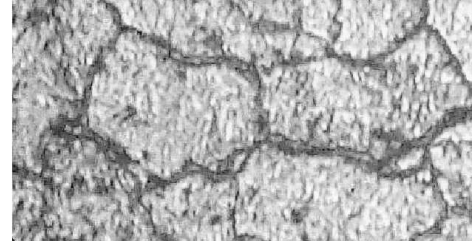


Figura 4.1: Templado en agua.

Como la microestructura del acero 1054 cambia conforme la temperatura va aumentando, podemos observar y comparar como la muestra que se a templado va cambiando su estructura observándose la presencia de la fase martensítica que es típica de los aceros templados. Observando al microscopio se ve un aspecto acicular con efectos de relieve producidos por mecanismos de cizallamiento, prueba de que su formación resulta de transformaciones casi instantáneas (sin difusión) en ciertos planos cristalográficos de la red de la austenita.

Podemos ver que como resultado del temple a una temperatura de  $800^{\circ}\text{C}$  se hace presente la fase martensítica que según [6] estos cristales son tanto más grandes cuanto mayor era el grano de austenita y su red cristalina estará normalmente orientada con relación a la red cristalina de la austenita<sup>1</sup>.

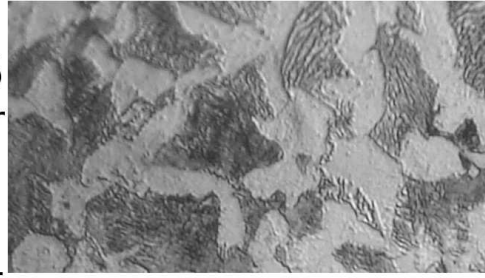
En las muestras templadas a  $805^{\circ}\text{C}$ ,  $810^{\circ}\text{C}$  y  $815^{\circ}\text{C}$  se puede notar también la presencia de la fase martensítica, y en la muestra templada a  $820^{\circ}$  se ve, además de la presencia de la fase martensita, como los limites de los granos nos sugieren un aumento en el tamaño de este respecto a las muestras templadas a las demás temperaturas.

En la microfotografía 4.2 mostramos las muestras estudiadas antes y después de ser templadas en aceite. La muestra templada a  $800^{\circ}\text{C}$  nos muestra una insipiente estructura de la martensita. En la muestra templada a  $805^{\circ}\text{C}$  se ve un mayor desarrollo de la martensita, y en las muestras templadas a  $810^{\circ}\text{C}$ ,  $815^{\circ}\text{C}$  y  $820^{\circ}\text{C}$  también se ve la presencia de la fase martensita aunque en menor grado que los casos anteriores, los limites de los granos nos sugieren también un aumento en el tamaño de este respecto a las muestras templadas a las demás temperaturas.

---

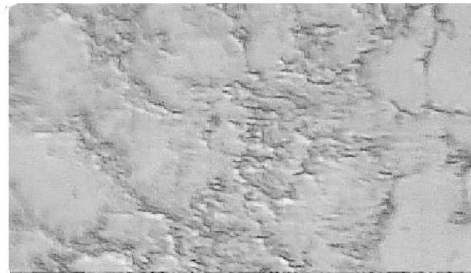
<sup>1</sup>Los primeros cristales están orientados uno respecto a otros bajo un ángulo de  $60$  o  $120^{\circ}\text{C}$  [6].

Acero 1045  
sin templar

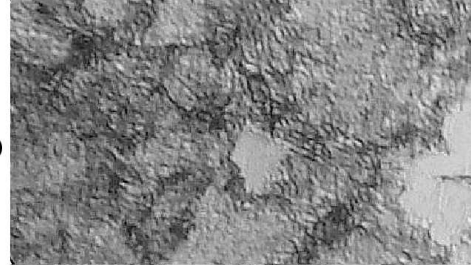


Acero 1045  
templado  
T(°C)

800



805



810



815



820



Figura 4.2: Templado en aceite.

Temperatura del temple ( $^{\circ}C$ )	$\rho(\Omega \cdot m) \times 10^{-7}$
800	$2,416 \pm 0,00327$
805	$2,181 \pm 0,00596$
810	$2,164 \pm 0,00416$
815	$2,174 \pm 0,00263$
820	$2,513 \pm 0,00342$

Cuadro 4.1: Resultados obtenidos de resistividades eléctricas de las muestras templadas en agua.

Temperatura del temple ( $^{\circ}C$ )	$\rho(\Omega \cdot m) \times 10^{-7}$
800	$1,780 \pm 0,00391$
805	$2,025 \pm 0,00438$
810	$1,642 \pm 0,00268$
815	$1,703 \pm 0,00270$
820	$1,763 \pm 0,00253$

Cuadro 4.2: Resultados obtenidos de resistividades eléctricas de las muestras templadas en aceite.

Un resumen de la resistividad eléctrica obtenida por el método de cuatro puntas para diferentes temperaturas de austenización se muestran en las tablas 4.1 y 4.2 respectivamente. Cabe recordar que ya se mostró una gráfica de la resistividad eléctrica para la muestra del acero recocido, gráfica 3.3.

Podemos notar la variación de la resistividad eléctrica respecto a la inicial. Según [34] debido al posterior enfriamiento rápido del material, que posee una estructura austenítica, da origen a la transformación martensítica donde la estructura cristalina del material se transforma de una red *fcc* a una *bct*. Como consecuencia de esta transformación se producen dislocaciones, vacíos, tensiones internas y finas discontinuidades en la microestructura final incrementándose la resistividad eléctrica del material o sea que la presencia de martensita se ve acompañada con un aumento de la resistividad eléctrica .

Tanto para las muestras templadas en agua y en aceite se nota con claridad un incremento de la resistividad eléctrica en el intervalo de  $2,165 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  hasta  $2,513 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  para las muestras templadas en agua y  $1,642 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  hasta  $2,026 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  para las muestras templadas en aceite.

En la gráfica 4.3, se muestra como va evolucionando de la resistividad eléctrica conforme aumentamos la temperatura de austenización elegida para el temple en agua y en aceite respectivamente. En la gráfica notamos con mayor claridad que la evolución de la resistividad eléctrica para las muestras templadas en agua es muy diferente al caso de las templadas en aceite, notandose un mayor incremento en esta propiedad para el caso del temple en agua.

De esta gráfica vemos que la resistividad eléctrica aumenta del valor de 1,62 (sin temprar ) hasta  $2,416 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  (templada a  $800^{\circ}C$ ), según las microfotografías de la figura 4.1 podemos ver presencia de la fase martensita y esta producirá un aumento de la resistividad eléctrica debido a que la estructura cristalina del material se a transformado de una red *fcc* a una red *bct*.

Para la muestra templada a  $805^{\circ}C$  se obtuvo un valor para la resistividad eléctrica de  $2,181 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  que es mayor respecto a la muestra sin temprar pero menor al caso anterior del temple a  $800^{\circ}C$ , esto se debe a que como la fase martensita que se forma va a depender de la evolución de los granos que se formen de la fase austenita, la red *fcc* de esta, se ira expandiendo para dar paso a los átomos de carbono hasta un cierto punto en el cual disminuye el desarrollo de los granos de esta fase austenita reduciendo así la evolución, después del enfriamiento, del tamaño de los granos como se puede ver en la microfotografía de la figura 4.1 para el temple a  $805^{\circ}C$ . Razón por la que la resistividad eléctrica baja.

Para una temperatura de austenización de  $810^{\circ}C$  podemos ver que el desarrollo del grano no a variado mucho debido al crecimiento lento de la fase austenita ya que de este va a depender el desarrollo de los granos después del enfriamiento como se ve en la



microfotografía de la figura 4.1. El valor de la resistividad eléctrica que se obtuvo fue de  $2,164 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$

Para una temperatura de austenización de  $815^{\circ}C$  se ve un ligero incremento de la resistividad eléctrica hasta  $2,174 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$ , debido al crecimiento lento la fase austenita dando paso a un mayor desarrollo de los granos después del enfriamiento donde se forma la fase martensita y analizando al microfotografía 4.1 para una temperatura de  $815^{\circ}C$  el desarrollo es mayor que en el caso anterior, razón por la cual la resistividad eléctrica aumenta.

A una temperatura de austenización de  $820^{\circ}C$  se obtuvo el valor de  $2,513 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  siendo el mayor valor debido a que con claridad la martensita se a formado en mayor proporción además de notarse una mayor evolución de los granos.

De la misma gráfica 4.3 para el caso de la muestra templada en aceite a una temperatura de  $800^{\circ}C$ , notamos un incremento de la resistividad eléctrica hasta un valor de  $1,78 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$ . Este aumento en la resistividad eléctrica se debe a la presencia de la fase martensita, pero notamos en la microfotografía de la figura 4.2 que aún se observa presencia de fase ferrita debido a que a diferencia del agua una de las propiedades de enfriamiento del aceite es que se forma una camisa de vapor lo que se llama ebullición por capas, y que hace que la velocidad de enfriamiento sea relativamente lenta, haciendo que la temperatura decrezca hasta por debajo de  $A_{C3}$ , formandose fase austenita antes de que se forme la fase martensita. Claro que esto ocurre en fracción de segundos. Como resultado tendremos al final presencia de fase martensita y presencia de fase ferrita, razón por la cual la resistividad eléctrica crece, pero además como las tensiones internas se reducen en comparación con el temple en agua, la resistividad eléctrica no llega a superar al valor obtenido de la muestra templada en agua.

Para la muestra templada a  $805^{\circ}C$  observamos presencia de fase ferrita y notamos además la presencia de martensita incipiente en los granos que podrían parecer de ferrita, si observamos la microfotografía de la figura 4.2 vemos mayor presencia de esta fase razón

por la cual la resistividad eléctrica alcanza un valor de  $2,025 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$

En la microfotografía de la figura 4.2 vemos que para una temperatura de  $810^{\circ}C$  aun se observa la presencia de la fase ferrita la cual parece estabilizarse debido a que a partir de este valor se mantiene un crecimiento sostenido de la resistividad eléctrica. Para el temple a  $810^{\circ}C$  se obtiene un valor de la resistividad eléctrica de  $1,642 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$

Para el temple a  $815^{\circ}C$  y  $820^{\circ}C$  se obtienen valores de la resistividad eléctrica de  $1,703 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  Y  $1,763 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$  respectivamente, como se ve en la microfotografía de la figura 4.2 a estas temperaturas la presencia de la fase martensita es en toda la muestra y cada vez va evolucionando mas, es por esto que a mayor presencia de esta fase mayor sera el incremento de la resistividad eléctrica.

Cabe notar que debido a que las temperaturas de austenización elegidas son próximas a  $A_{C3}$ , donde la temperatura podría estar propensa a bajar en un instante durante el enfriamiento podría formarse fase de ferrita se nota un comportamiento complejo de la resistividad eléctrica pero a medida que nos alejamos de esta temperatura la resistividad eléctrica va a ir creciendo de una manera sostenida.

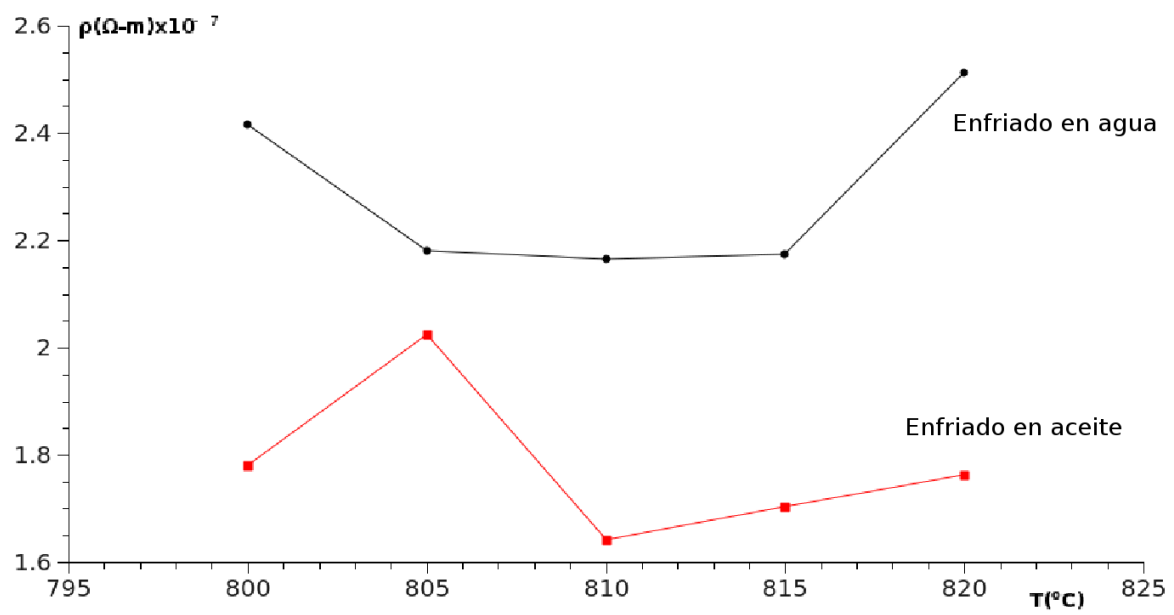


Figura 4.3: Resistividad eléctrica en función de la temperatura de temple. Muestras templadas en agua y en aceite.

## Capítulo 5

### CONCLUSIONES.

Como contribucion final podemos concluir del presente trabajo lo siguiente:

- En primer lugar la construcción y puesta a punto de un sistema para la medida de la resistividad eléctrica para muestras planas a temperatura ambiente utilizando el método de cuatro puntas lo cual nos llevo a la necesidad de fabricar una fuente especial para el sistema. Haciendo posible entonces la medida de la resistividad eléctrica para una varios materiales, un parámetro que es de suma importancia para el estudio de las propiedades eléctricas de los mismos.
- Así mismo se a mejorado el sistema para la preparación de muestras metalográficas para las etapas de desbaste y pulido, acelerando así el proceso (pagina 47).
- Se observaron las variaciones microestructurales ocurridas a lo largo de la muestra de acero AISI –SAE 1045 al ser sometido a un temple ver figuras 4.1 y 4.2. Se observó como a medida que aumenta la temperatura de austenización, y luego del enfriamiento rápido, se presentan variaciones significativas tanto en la morfología de la fase martensita, debido a la inducción de procesos no difusivos, como en la variación de la resistividad eléctrica evidenciando así la dependencia de la resistividad eléctrica con el tratamiento térmico, encontrado que para las muestras templadas en agua existe una relación de la resistividad eléctrica con la evolución de los granos que se formen de la fase austenita ya que de esto dependerá la evolución de la fase martensita la cual hará que la resistividad eléctrica varíe.

Además la resistividad eléctrica obtenida para las muestras templadas en agua es mayor que cuando se templo en aceite. Esto se puede explicar por el hecho de

que en comparación con el agua, el temple en aceite reduce las tensiones internas producidas debido a la súbita formación de la fase martensita. Además, para el caso de la muestra templada en aceite se observó presencia de fase ferrita.

- Considerando nuestros resultados , creemos oportuno que nuestras medidas sugieren la necesidad de continuar y desarrollar nuevos métodos experimentales que nos permitan determinar las diferentes contribuciones a la resistividad eléctrica.

# Bibliografía

- [1] Neil W. Ashcroft, N. David Mermin. Solid State Physics, Saund College Publishing, 1976 . p. 6, 7, 49, 131, 213, 323.
- [2] P.V. Pavlov A.F. Jojlov Física del Estado Sólido. Editorial Mir Mosc. 1987.
- [3] Davidov , Física del estado sólido. Mosc. p 128, 202.
- [4] J.S Marcos, Tesis de licenciatura, Univ. Cantabria. Marzo 2001. p. 7.
- [5] Kittel. C , Introduction to Solid State Physics. 8th ed., p 147, 148,657, apendice
- [6] Yu. M. Lajtin. Metalografía y tratamiento térmico de los metales. Editorial Mir 1973.
- [7] Robert E. Reed-Hil. Principio de Metalurgia Física. Ediorial Continental S.A. México, España, Argentina, Chile. Abril 1971. p 637.
- [8] Mackelvy. Física de estado sólido y Semi Conductores, Mexico.DF, Limusa,1994.
- [9] A. H. Cottrell. Metalurgia Física. Introducción a las teorías de la estructura de los metales y aleaciones. Editorial Revert S.A. 1962.
- [10] N. B. Brandt and S. M. Chudinov. Electronic Struture of Metals. Mir Publishers Moscow Revised, 1973.
- [11] Department of physics, University of Florida.  
<http://www.phys.ufl.edu>. <http://www.phys.ufl.edu/fermisurface/html/Z026.html>.
- [12] William D. Callister, Materials science and engineering, an introduction, 3a ed.,Reverte, 2002, p
- [13] NDT Resource center. Electrical Conductivity and Resistivity for Iron and Iron-Based Alloys.

- [14] J. Bischoff, T. K. Yamada, C. M. Fang,\* R. A. de Groot, and H. van Kempen†NSRIM, Local electronic structure of Fe(001) surfaces studied by scanning tunneling spectroscopy. M. M. University of Nijmegen, 2003.
- [15] Aguirre C.A. Tesis de Licenciatura. UNMSM 1994.
- [16] American Society for Testing and Materials. ASTM. D4496.
- [17] Chan. J. Four point probe, EECS 143, microfabrication tecnology. 1994.
- [18] Andrew p. Schuetz, Wayne lewis, Chis Brown, Wilhelmus J. laboratory on the four point probe technique. Univ. San Marcos Texas , deparment of physics.
- [19] F. Wenner, A method of measuring eart resistivity,. Bur Stand (U.S) Bull. 12, 469-478 (1915)
- [20] NAZARÉ DOS SANTOS. C, Tese de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, p 24.
- [21] George E. Tottem, PhD. Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies. FASM Portland State University. USA. 2006. P. 115
- [22] J. Agren, Scr. Mater., 46, 2002, 893–8.
- [23] J.W. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, 2nd ed., Part 1, Pergamon Press, Oxford, 1981, p. 9.
- [24] Jorge Luis González Velázquez, Metalurgia mecánica. Limusa 1999. p.132
- [25] J.S. Bowles and J.K. Mackenzie, Acta Metall., 2, 1954, 129.
- [26] M.S. Wechsler, D.S. Lieberman, and T.A. Read, Trans. AIMME, 197, 1953, 1503.
- [27] R.W.K. Honeycombe and H.K.D.H. Bhadeshia, Steels, Microstructure, and Properties, 2nd ed., Edward Arnold, London, 1995.
- [28] Dr.Eduardo J: Dubox. Practicas de Metalografia. Ediciones MARYMAR
- [29] Pere Molera Sol, Tramientos térmicos de los metales, Marcombo,1991, p. 49.

- [30] F.R. Morral, Carl G. Johson, Emilio Jimeno Gil, E. Jimeno, P Molera, Metalurgia general: Tomo 2, Reverte, 1985, p 792, 1072.
- [31] Robert W. Cahn, Peter Haasen, Physical Metallurgy, fourth edition, North-Holland 1996. p 947
- [32] Yuri M. Galperin, Introduction to Modern Solid State Physics, Department of Physics, P.O. Box 1048 Blindern, 0316 Oslo, p. 45,75.
- [33] Manijeh Razeghi, Fundamental of Solid State Engineering, 2<sup>nd</sup> Edition, 2006, p 116.
- [34] S. K. Akay, M. Yazici, A. Avinc, Volume 10, Number 1/2009, The effect of heat treatments on physicalproperties if a low carbon steel.
- [35] Fernández Sánchez, P. Departamento de Física de Materiales, Físicas, UCM. Transformaciones no difusivas:Transformaciones martensíticas.